F 1162

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 11, Nr. 1, 1966

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁRES DOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT 1883

COMITETUL DE REDACŢIE

Acad. ŞT. NADAŞAN — *redactor responsabil*; prof. I. HUBER PANU, membru corespondent al Academiei Republicii Socialiste România, — *redactor responsabil adjunct*, conf. L. BOLEANŢU, Timişoara, prof. AL. DOMŞA, Cluj, ing. A. IEREMIA, Reşiţa, prof. ŞT. MANTEA, Bucureşti, prof. VL. POPOVICI, Timişoara, ing. D. PAVELESCU, Bucureşti, ing. C. PANDELESCU, Bucureşti, ing. M. RAŢIU, Timişoara, conf. TR. SALAGEAN, Timişoara, ing. I. TRIPŞA, Bucureşti, ing. D. POPOVICI — *secretar ştiinţific*, Timişoara.

In ţară, abonamentele se primesc la oficiile poştale, agenţiile poştale, factorii poştali şi difuzorii de presă din întreprinderi şi instituţii.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, Bucureşti, Căsuţa poştală 134—135 sau la reprezentanţii săi din străinătate.

Manuscrisele, cărţile şi revistele pentru schimb, precum şi orice altă corespondenţă se trimit la Comitetul de redacţie pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24, Timişoara

STUDII ŞI CERCETARI DE METALURGIE
apare de două ori pe an

MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS DOKUMENTÁCIÓS KÖZPONT 1963

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 11, Nr. 1, 1966

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

SUMAR

PREPARAREA MINEREURILOR ȘI MATERIALE AUXILIARE

C. PANDELESCU, Proprietățile reologice și eficiența separării, la prepararea în suspensii grele 5
P. ILIE, Influența reactivilor regulatori asupra flotării unor minerale de metale rare cu oleat de sodiu 19

METALURGIA EXTRACTIVĂ

I. TRIPȘA, M. COSTESCU, Cercetări privind influența retopirii electrice sub zgură asupra calității oțelurilor de rulmenți 33
E. PINCOVSCHI, ANA ZAHARIA, Interacțiunea dintre fazele solide în procesul oxidării sulfurilor metalelor grele 45

METALURGIE FIZICĂ

N. SASSU, Influența temperaturii de revenire asupra proprietăților mecanice și structurii cristaline fine ale oțelurilor după tratamentul termomecanic la temperaturi superioare 63

INCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

M. RAȚIU, Despre desfășurarea penetrării la încercările statice de duritate . . . 79

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

T. SĂLĂGEAN, M. HRELESCU, FR. BĂR, Asupra concentrației de saturație a picăturilor de metal topit la sudarea cu arcul electric sub fluxuri ceramice . . 87

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

D. PAVELESCU, Stadiul actual al cercetărilor în domeniul uzurii. Evoluția concepțiilor asupra fenomenului frecării 95

RECENZII

D. POPOVICI, A Concise Encyclopaedia of Metallurgy, de *A. D. Merriman* 121
D. POPOVICI, High Strength Materials, editată de *V. F. Zackay* 123
ȘT. NĂDĂȘAN, Teoria șinei fără joante supuse la variații de temperatură, de *C. C. Teodorescu* 127

ST. CERC. METALURG., TOM. 11, Nr. 1, p. 1—128 — Timișoara 1966.

PROPRIETĂŢILE REOLOGICE ŞI EFICIENŢA SEPARĂRII LA PREPARAREA ÎN SUSPENSII GRELE

C. PANDELESCU

— Institutul geologic —

A. Consideraţii teoretice

Eficacitatea metodei de preparare în suspensii grele depinde în mare măsură de utilizarea unor suspensii de lucru cu proprietăţi fizice corespunzătoare. Dintre aceste proprietăţi un rol deosebit în procesul de separare îl are viscozitatea suspensiei.

Este ştiut că suspensiile de substanţe solide fin măcinate în apă, se comportă din punctul de vedere a ceea ce în mod obişnuit se înţelege prin „viscozitate", altfel decît lichidele curate.

În cazul lichidelor omogene, curate, coeficientul de viscozitate μ — conform relaţiei lui Newton :

$$\tau = \mu \cdot \frac{dv}{dx} \qquad (1)$$

este un coeficient constant de proporţionalitate între gradientul de viteză $\frac{dv}{dx}$ şi tensiunea tangenţială τ (fig. 1).

Fluidele care conţin în suspensie particule solide cu un grad de dispersie de la dispersia coloidală la dispersiile grosolane, întîlnite în preparare, nu mai pot fi caracterizate printr-un coeficient de vîscozitate μ constant. Pentru a evidenţia caracterul specific al unor asemenea suspensii se impune cercetarea lor din punct de vedere reologic.

Pe baza comportării lor la curgere, fluidele pot fi clasificate în următoarele grupe principale [1], [2], [3] :

a) medii Newtoniene reprezentate prin fluidele pure şi suspensiile molecular disperse, a căror comportare la curgere poate fi reprezentată prin expresia (1).

b) medii Binghamiene sau plastice, la care curba de curgere este reprezentată — în sistemul de axe de coordonate τ, $\frac{dv}{dx}$ — printr-o dreaptă care

taie axa tensiunii tangențiale la o valoare pozitivă τ_0, numită limită de curgere (fig. 1).

Relația corespunzătoare este :

$$\frac{dv}{dx} = \frac{\tau - \tau_0}{\mu} \tag{2}$$

unde μ reprezintă viscozitatea plastică, care este o constantă caracteristică a mediului.

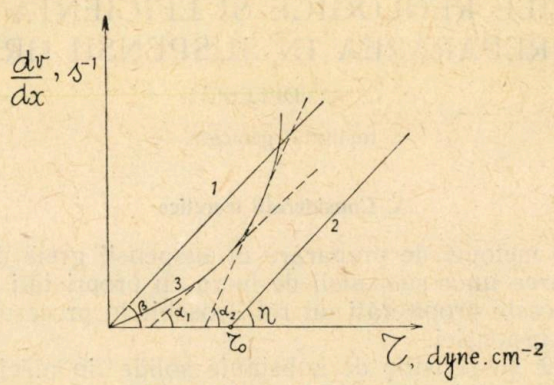


Fig. 1. Curbe de curgere :

1 — mediu Newtonian; $\mu = \frac{\tau}{\frac{dv}{dx}} = \text{ctg}\,\beta = \text{const.}$; 2 — mediu Binghamian;

$\mu = \frac{\tau - \tau_0}{\frac{dv}{dx}} = \text{ctg}\,\eta = \text{cost.}$; 3 — mediu Ostwaldian; $\mu = \frac{d\tau}{d\frac{dv}{dx}} = \text{ctg}\,\alpha.$

c) medii Ostwaldiene sau cu viscozitate de structură, la care viscozitatea nu mai este o constantă ci depinde de condițiile în care se află fluidul, adică de tensiunea tangențială care acționează, respectiv de căderea de viteză produsă.

Deci :

$$\tau = \mu(\tau) \cdot \frac{dv}{dx}, \quad \text{sau}$$

$$\frac{dv}{dx} = f(\tau) \tag{3}$$

La fluidele cu viscozitate de structură, căderea de viteză este deci o funcție de tensiunea τ.

Relația ce corespunde comportării la curgere a fluidelor cu viscozitate de structură este :

$$\frac{dv}{dx} = k\tau^n \tag{4}$$

unde exponentul n al lui τ depinde de tensiunea tangențială care acționează și numai în primă aproximație poate fi luat — pentru anumite domenii ale tensiunii — ca constant.

Cotangenta la curba de curgere (fig. 1) dă așa-numita viscozitate aparentă corespunzătoare fiecărei perechi de valori — $\tau - \frac{dv}{dx}$.

Viscozitatea de structură și limita de curgere sînt fenomene care pot apărea la același fluid. Curba de curgere a unui asemenea fluid (fig. 2) se prezintă la valori mai ridicate ale tensiunii tangențiale, ca o dreaptă, cores-

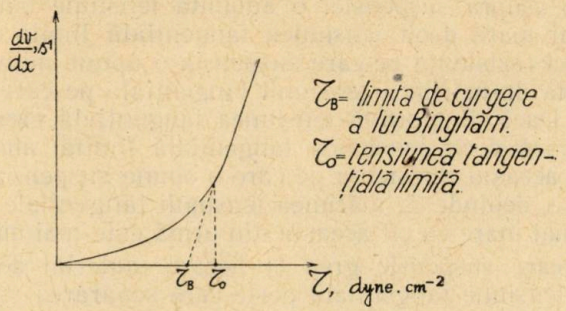


Fig. 2. Curba de curgere a unui mediu cu viscozitate de structură și limită de curgere.

punzînd astfel în domeniul respectiv, unui mediu plastic ; la valori mici ale tensiunii tangențiale dreapta se curbează indicînd în acest fel, pentru condițiile respective, o viscozitate de structură. Punctul pe care prelungirea porțiunii drepte a curbei îl intersectează pe axa tensiunii tangențiale este denumit ca limita de curgere a lui Bingham.

Determinările efectuate de Berghöfer [3] au arătat că suspensiile grob disperse prezintă o comportare la curgere corespunzătoare atît aceleia a fluidelor cu viscozitate de structură cît și aceleia a fluidelor plastice.

Astfel, curbele de curgere ale acestor suspensii — indiferent de conținutul volumetric de substanță solidă — se prezintă, în domeniul valorilor mai coborîte ale căderii de viteză, curbate către axa $\frac{dv}{dx}$, trecînd — la valori mai ridicate ale căderii de viteză — în linie dreaptă (fig. 2). Trecerea de la domeniul viscozității de structură la domeniul plastic este marcată la aceeași suspensie — pentru fiecare conținut volumetric de substanță solidă — printr-o anumită valoare a tensiunii tangențiale, respectiv a căderii de viteză. Această trecere depinde de conținutul volumetric de substanță solidă al suspensiei, cu creșterea căruia se deplasează spre valorile mai ridicate ale căderii de viteză. Valoarea tensiunii tangențiale corespunzătoare acestui punct de trecere al curbei este desemnată ca tensiune tangențială limită (fig. 2) ; mărimea acesteia crește cu creșterea conținutului volumetric de substanță solidă al suspensiei.

Rezultă că suspensiile grob disperse aflate în condițiile unei tensiuni tangențiale superioare tensiunii tangențiale limită au o comportare la curgere corespunzătoare unui mediu plastic, cu viscozitatea constantă, în general de o valoare redusă. La valori ale tensiunii tangențiale sub aceea a tensiunii tangențiale limită, viscozitatea suspensiei nu mai este constantă, ea crescînd cu descreșterea unghiului pe care îl face tangenta la curba de curgere, cu axa τ.

Tensiunea tangențială limită are o importanță deosebită pentru practica separării în suspensii grele. Fiecare particulă a materialului de separat exercită asupra suspensiei o anumită tensiune tangențială ; dacă aceasta este mai mare decît tensiunea tangențială limită corespunzătoare suspensiei, atunci rezistența pe care suspensia o opune mișcării particulelor este independentă de mărimea tensiunii tangențiale pe care acestea o exercită, și e mică. Dacă dimpotrivă tensiunea tangențială exercitată de particule este mai mică decît tensiunea tangențială limită, atunci viscozitatea suspensiei și cu aceasta rezistența pe care o opune suspensia mișcării particulelor respective, depinde de mărimea tensiunii tangențiale care acționează și va fi cu atît mai mare cu cît aceasta din urmă este mai mică.

Pentru fiecare suspensie grea și fiecare material de separat există deci o anumită tensiune tangențială peste care separarea este independentă de mărimea tensiunii tangențiale care acționează.

Caracterizarea unui material de separat în suspensii grele, care în mod obișnuit se face prin mărimea inferioară a particulelor, poate fi redată în mod mai sugestiv prin tensiunea tangențială necesară, care include pe lîngă mărimea particulelor și densitatea lor.

Sub valoarea limită a tensiunii tangențiale, cu micșorarea tensiunii tangențiale exercitată de particule, separarea devine mai slabă. Cu cît este mai mică deci o particulă și cu cît este mai mică diferența dintre densitatea ei și cea a suspensiei grele, cu atît mai slab va fi ea separată ; aceasta deoarece tensiunea tangențială exercitată de ea este mai mică decît tensiunea tangențială limită.

Valoarea tensiunii tangențiale limită poate fi determinată cu suficientă precizie după curbele de curgere ale suspensiilor ce intră în discuție.

Tensiunea tangențială produsă de particulele unui material se poate determina făcînd raportul dintre forța și suprafața care acționează. Pentru simplificare Berghöfer [3] ia în considerare particule de formă sferică. El consideră întreaga suprafață a particulei sferice ca activă, prin aceasta căutînd să compenseze într-o anumită măsură limitarea la corpurile de formă sferică. (Acestea, după cum se știe, prezintă — dintre toate corpurile geometrice — raportul cel mai mic al suprafeței către volum, sau cu alte cuvinte la același volum, sfera prezintă suprafața cea mai mică).

Relația stabilită pe această bază este :

$$\tau = \frac{\pi d^3 (\delta' - \delta) g}{6\pi d^2} = \frac{d (\delta' - \delta) g}{6} = \frac{d \cdot \Delta \cdot g}{6} \quad [\text{dyne} \cdot \text{cm}^{-2}] \qquad (5)$$

unde :

τ este tensiunea tangențială produsă de o particulă, dyne · cm^{-2},
δ' — densitatea particulei, g · cm^{-3},
δ — densitatea suspensiei grele, g · cm^{-3},
Δ — diferența de densitate particulă-suspensie grea, g · cm^{-3},
d — diametrul particulei, cm.

Observațiile făcute de Berghöfer [3] i-au permis a aprecia că tensiunea tangențială limită este egală cu tensiunea tangențială exercitată asupra suspensiei de către o particulă a cărei densitate este egală cu densitatea de separare corespunzătoare particulei respective.

Pe această bază, este posibil ca — folosind relația :

$$\Delta = \frac{6\tau}{gd} \qquad (6)$$

dedusă din relația (5) — să se determine densitățile probabile de separare ale diferitelor fracțiuni granulometrice ale unui material de separat, pornind de la tensiunea tangențială limită a suspensiei date.

B. Cercetări experimentale

Prin cercetările efectuate s-a urmărit pe de o parte verificarea experimentală a considerațiilor teoretice făcute, pe de altă parte stabilirea, pe baza acestora, a unui mod de apreciere prealabilă privitor la aplicarea metodei de separare în suspensii grele, în cazul unui anumit material.

1) În cadrul primei serii de experimentări s-a utilizat un separator cu mediu dens de formă conică, de tip semi-industrial, montat într-o instalație pilot.

Experimentările au fost efectuate cu un minereu complex de plumb-zinc-pirită, pentru care prin cercetări prealabile de laborator s-au determinat condițiile optime de separare în vederea realizării unei preconcentrări (și anume : minereul sfărîmat la 15 mm ; densitatea de separare : 2,85 g/cm^3).

Suspensia utilizată a fost realizată folosind ca material de îngreunare ferosiliciu granular cu densitatea 7,06 g.cm^{-3}, avînd următoarea compoziție granulometrică :

clasa, μ	%
10—0	17,5
20—0	38,7
60—0	100,0

Suspensia cu densitate 2,85 g.cm^{-3}, realizată cu acest ferosiliciu, a avut un conținut volumetric de 30,5% ferosiliciu.

În prealabil, folosind un viscozimetru cu corp rotitor utilizat la determinarea consistenței noroaielor de foraj, s-au determinat curbele de curgere pentru suspensii de ferosiliciu granular, având conținuturi volumetrice de material solid cuprinse între 15—40%.

Pe baza acestor curbe (fig. 3) — reprezentate în sistemul rectangular $\frac{dv}{dx}$, τ — s-a putut trasa curba din figura 4, care ne-a permis a determina tensiunea tangențială limită a suspensiei cu care s-a lucrat și anume $\tau_{limită} = 30{,}5$ dyne · cm^{-2}.

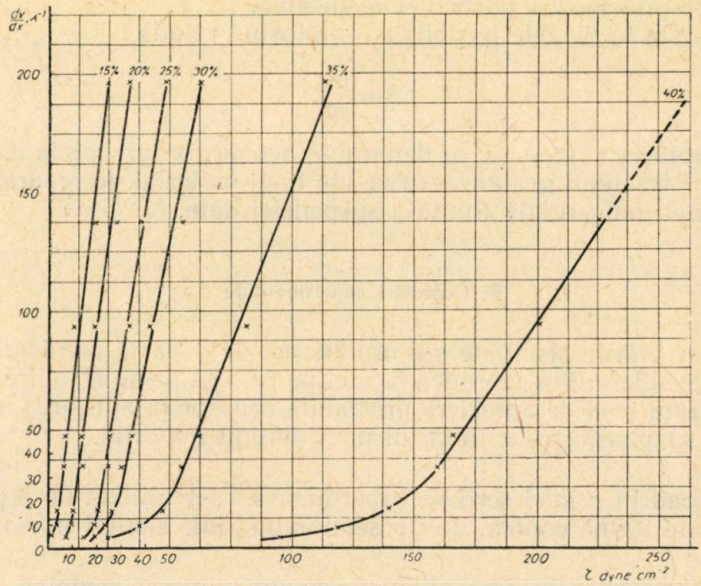


Fig. 3. Curbele de curgere pentru suspensii de ferosiliciu granular.

După efectuarea unei experiențe de separare în aparatul semi-industrial, cu o probă de 500 kg, având mărimea grăunților cuprinsă între 15 și 2 mm, produsul greu obținut a fost împărțit în clasele 18—15, 15—12, 12—10, 10—7, 7—4 și 4—3 mm, care au fost supuse apoi unor analize densimetrice în lichide grele ; rezultatele acestora au permis trasarea curbelor de dispersie pentru fiecare clasă granulometrică (fig. 5), pe baza cărora s-au determinat densitățile reale de separare.

Ținînd seama de diferențele dintre densitățile reale de separare corespunzătoare diferitelor clase granulometrice și densitatea suspensiei, s-a

determinat — folosind relația (5) — tensiunea tangențială pe care o exercită asupra suspensiei particulele de densitate aproximativ egală cu densitatea de separare, avînd diametrul corespunzător mediei fiecărei clase granulometrice.

Valorile obținute sînt prezentate în tabela 1.

Se observă — după datele experimentale obținute — că între tensiunea tangențială limită a suspensiei cu care s-a lucrat (30,5 dyne · cm^{-2}) și tensiunea tangențială exercitată asupra acesteia (în medie 31,26 dyne · cm^{-2}) de către particule avînd densitatea egală cu densitatea de separare, există o concordanță mulțumitoare.

Menționăm că în același scop s-au efectuat experimentări și cu un alt tip de minereu, folosind o suspensie de galenă, iar rezultatele obținute au dus la concluzii identice cu cele de mai sus.

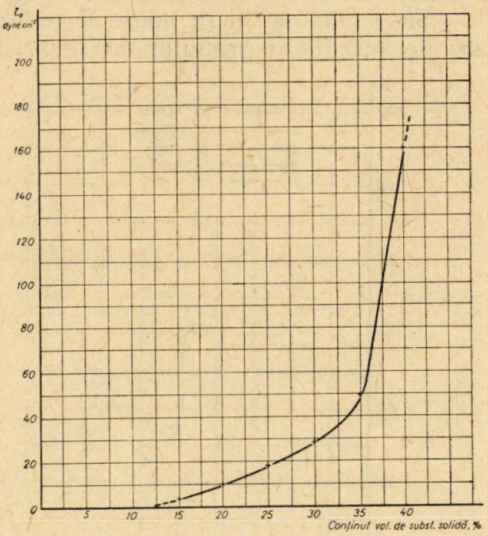


Fig. 4. Variația tensiunii tangențiale limită funcție de conținutul volumetric de material de îngreunare, pentru suspensii de ferosiliciu granular.

Tabela 1

Clasa granulometrică mm	Diametrul mediu al particulelor cm	Densitatea suspensiei δ, g/cm³	Densitatea de separare γ, g/cm³	Diferența Δ=γ—δ g/cm³	Tensiunea tangențială τ, dyne·cm^{-2}
15—12	1,35	2,85	2,99	0,140	30,97
12—10	1,10	2,85	3,04	0,190	34,23
10—7	0,85	2,85	3,130	0,280	38,91
7—4	0,55	2,85	3,190	0,340	30,41
4—2	0,30	2,85	3,295	0,495	21,58
				Media	31,26

2) Pe baza considerațiilor făcute anterior și ținînd seama de condițiile de separare determinate în prealabil pentru un anumit minereu, este posibil ca — plecînd de la tensiunea tangențială limită a suspensiei date — să se determine prin calcul densitățile probabile de separare ale diferitelor clase granulometrice ale minereului de separat.

În cele ce urmează ne vom referi la separarea unui minereu de mangan.

Cercetări prealabile de laborator au indicat ca optime pentru realizarea unei separări în suspensii grele, următoarele condiții : minereul sfărîmat la 20 mm ; densitatea de separare : 2,78 g.cm^{-3}.

Suspensia de lucru poate fi realizată utilizînd ca material de îngreunare fie ferosiliciu granular cu caracteristicile arătate anterior, fie galenă.

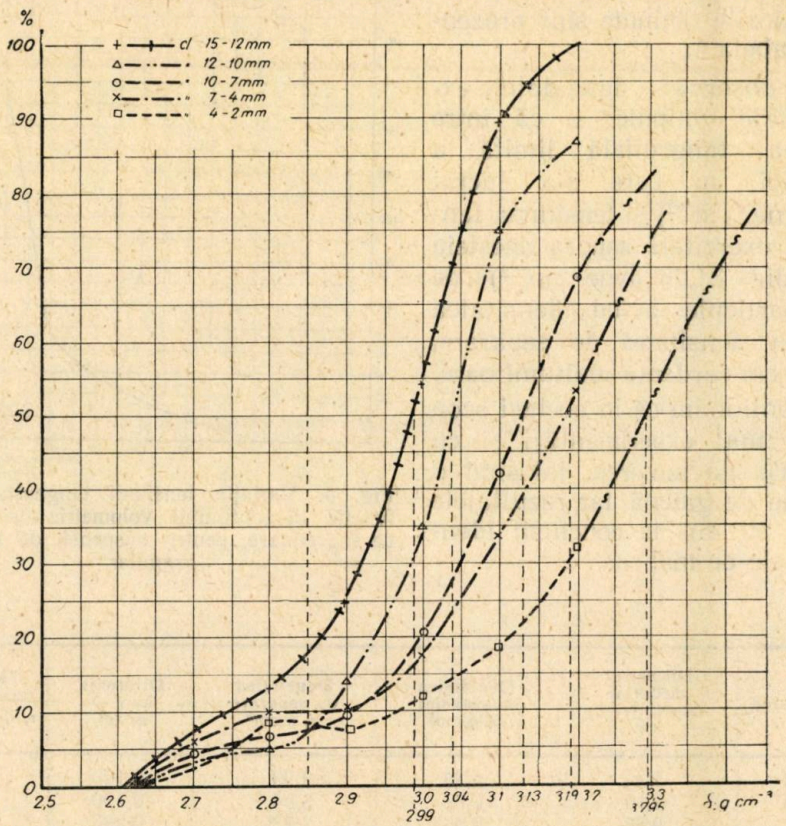


Fig. 5. Curbele de dispersie pe clase granulometrice ale produsului greu obținut în urma separării în suspensie de ferosiliciu a unui minereu neferos complex.

Galena folosită (concentrat de flotație) a avut densitatea 6,87 g.cm^{-3} și următoarea compoziție granulometrică :

clasa, μ	%
10—0	18,3
20—0	41,7
60—0	87,2
100—0	100,0

Cu ajutorul viscozimetrului cu corp rotitor s-au determinat curbele de curgere pentru suspensii de galenă, avînd conținuturi volumetrice de material solid de 15—40% (fig. 6). Pe baza acestora s-a putut trasa curba din figura 7 care arată cum variază tensiunea tangențială limită funcție de conținutul volumetric de material de îngreunare.

Pentru a obține o suspensie cu densitatea de 2,78 g.cm^{-3} este necesar un conținut volumetric de 29,37% ferosiliciu granular sau de 30,32% galenă.

Conform curbelor din figurile 4 și 7 suspensia respectivă prezintă o tensiune tangențială limită de 27 dyne · cm^{-2}, cînd este realizată cu ferosiliciu și de 39 dyne · cm^{-2}, cînd este realizată cu galenă.

Analiza granulometrică a minereului de separat a fost:

Clasa mm	%
20—15	26,25
15—12	15,50
12—10	14,75
10—7	10,35
7—5	8,75
5—3	8,80
3—2	7,85
2—1	7,75

Cele 8 clase granulometrice ale minereului au fost supuse unor analize densimetrice în lichide grele, pe baza cărora s-au trasat curbele densimetrice din figura 8.

Pornind de la densitatea suspensiei de lucru, s-au calculat cu relația (6), pe baza tensiunii tangențiale limită a suspensiei și a mărimii medii a grăunților fiecărei clase, densitățile probabile de separare corespunzătoare diferitelor clase granulometrice ale materialului de separat. Rezultatele obținute — atît pentru cazul separării în suspensie de galenă, cît și pentru cazul separării în suspensie de ferosiliciu — sînt prezentate în tabela 2.

Tabela 2

Clasa granulometrică mm	Diametrul mediu al particulelor cm	Densitatea suspensiei δ, g/cm^3	Suspensia de ferosiliciu		Suspensia de galenă	
			Δ g/cm^3	Densitatea de separare γ, g/cm^3	Δ g/cm^3	Densitatea de separare γ, g/cm^3
20—15	1,75	2,78	0,094	2,87	0 136	2,91
15—12	1,35	2,78	0,122	2,90	0,176	2,95
12—10	1,10	2,78	0,150	2.93	0,216	2,99
10—7	0,85	2,78	0,194	2,97	0,280	3,06
7—5	0,60	2,78	0,275	3,05	0,397	3,17
5—3	0,40	2,78	0,412	3,19	0,596	3,37
3—2	0,25	2,78	0,660	3,44	0,954	3,73
2—1	0,15	2,78	1,110	3,88	1,590	4,37

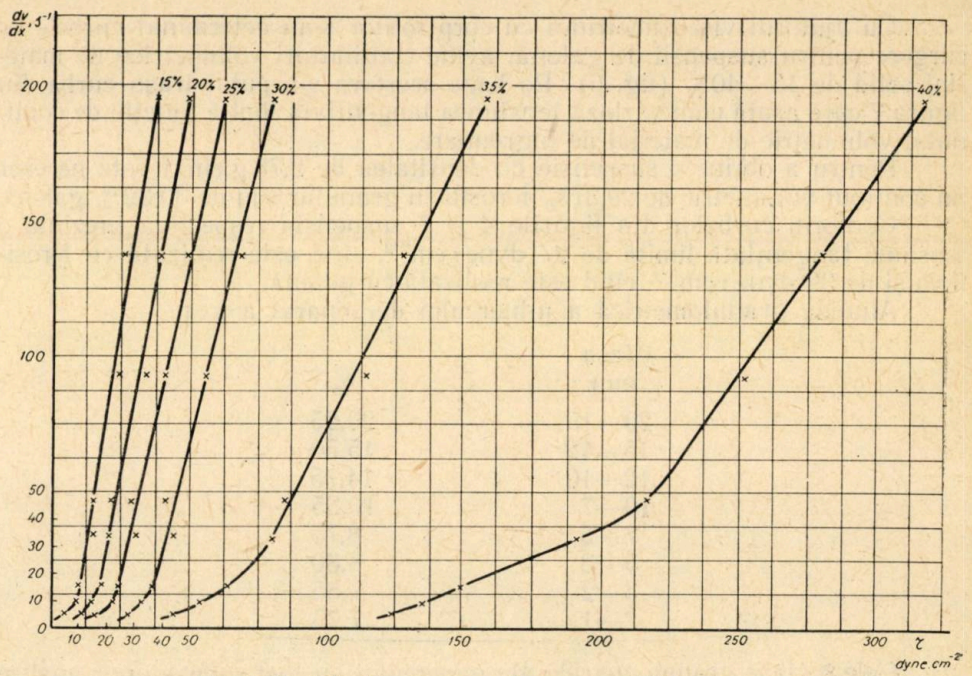


Fig. 6. Curbele de curgere pentru suspensii de galenă.

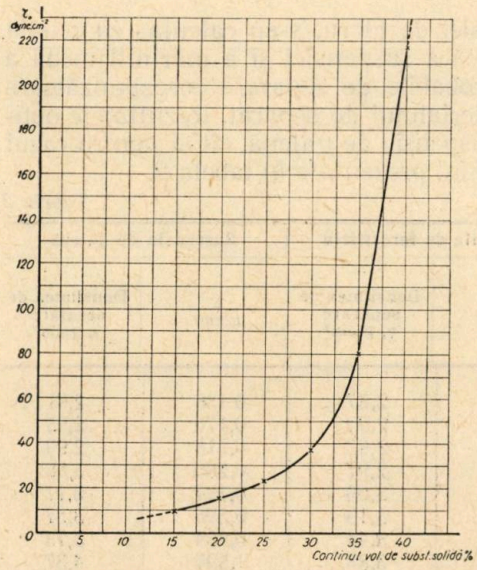


Fig. 7. Variația tensiunii tangențiale limită funcție de conținutul volumetric de material de îngreunare, pentru suspensii de galenă.

Pe baza acestor date se poate conchide că din fiecare clasă granulometrică o anumită cantitate de material de densitate cuprinsă între densitatea suspensiei și densitatea de separare corespunzătoare, constituie material

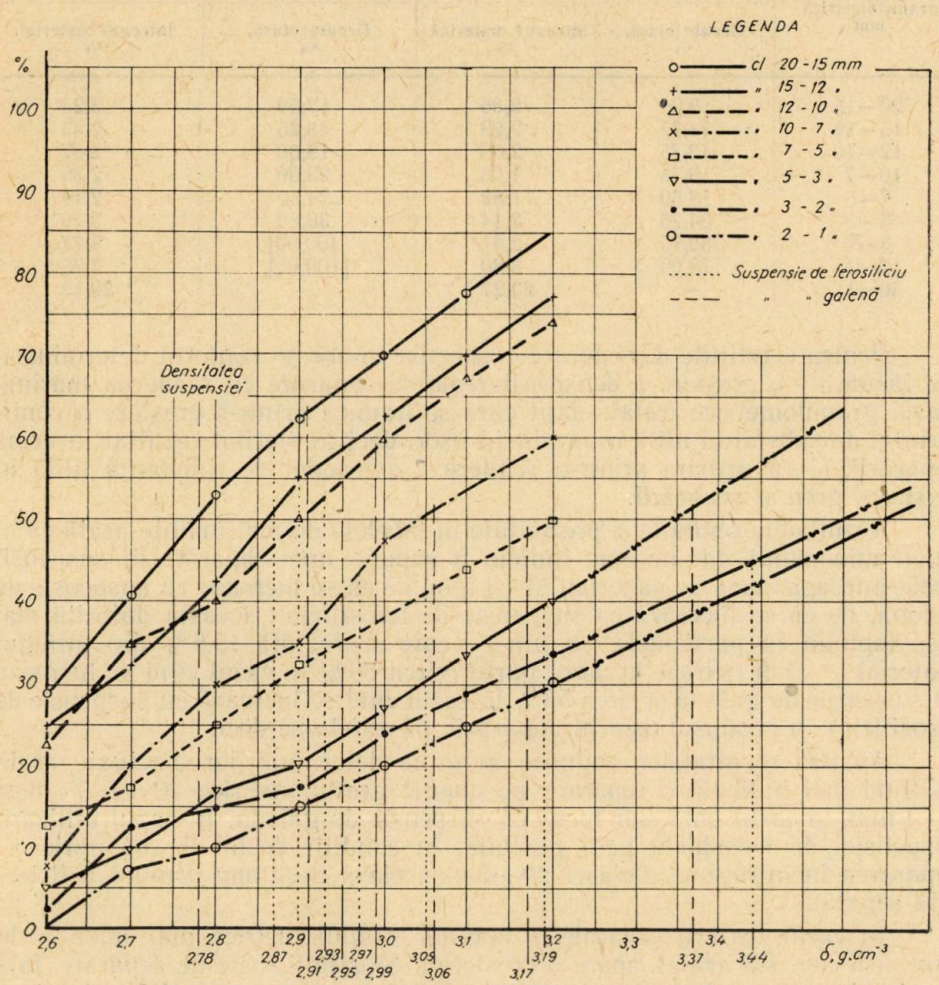


Fig. 8. Curbele densimetrice pe clase granulometrice ale unui minereu de mangan.

„rătăcit" în produsul ușor al separării. Curbele densimetrice din figura 8 au permis determinarea cantității de „rătăcire" din fiecare clasă granulometrică, pentru ambele cazuri luate în considerare.

Rezultatele acestor determinări sînt prezentate în tabela 3.

Tabela 3

Clasa granulometrică mm	Suspensia de ferosiliciu		Suspensia de galenă	
	Rătăciri, raportate la :		Rătăciri, raportate la :	
	fiecare clasă, %	întregul material, %	fiecare clasă, %	întregul material, %
20—15	9,00	2,36	12,50	3,28
15—12	14,75	2,29	18,25	2,83
12—10	13,75	2,02	19,50	2,87
10—7	15,75	1,63	23,00	2,39
7—5	18,50	1,62	24,50	2,14
5—3	24,25	2,14	36,00	3,16
3—2	30,75	2,41	[60,00]	4,71
2—1	75,00	5,80	[100,00]	7,75
30—1	—	20,27	—	29,13

Pentru condițiile de separare respective apare — conform determinărilor făcute — o creștere a densității reale de separare cu scăderea mărimii clasei granulometrice tratate, fapt care se traduce printr-o creștere a conținutului de substanță utilă în produsul ușor, deci în sterilul rezultat în urma separării, și ca urmare printr-o scădere a extracției de substanță utilă în produsul greu al separării.

Rezultatele obținute și prezentate în tabelele de mai înainte arată că în cazul minereului dat nu este indicat a supune unei separări în suspensii grele întreaga clasă de material 20—1 mm, fie că se lucrează cu suspensie de galenă, fie că se lucrează cu suspensie de ferosiliciu ; aceasta datorită mai ales faptului că particulele <3 mm — care reprezintă 15,6% din întregul material — ar fi extrase în mare parte (circa 80% în cazul cînd se lucrează cu suspensie de galenă și circa 53% în cazul cînd se lucrează cu suspensie de ferosiliciu) în produsul ușor al separării, pierzîndu-se deci.

Analiza rezultatelor obținute în urma determinărilor efectuate arată ca fiind mai indicată o separare pe clasele granulometrice 20—7, 7—3 și 3—1 mm, în cazul cînd s-ar lucra cu suspensie de galenă. În cazul utilizării suspensiei de ferosiliciu pare posibilă, în condiții destul de avantajoase, separarea în întregime a clasei 20—3 mm, clasa 3—1 mm urmînd a fi tratată separat.

În cazul tratării separate a claselor granulometrice mai mici — la care, așa cum s-a arătat, apare o creștere a densității reale de separare, față de clasele mai mari — este posibilă micșorarea, într-o anumită măsură, a densității suspensiei, ceea ce duce în final la micșorarea cantității de „rătăcire" și deci la obținerea de rezultate superioare.

Determinările și calculele efectuate ne permit de asemenea să apreciem prin utilizarea căreia dintre cele două suspensii luate în considerare — a celei de galenă sau a celei de ferosiliciu — se vor putea obține rezultatele cele mai favorabile la separarea minereului dat.

Analiza datelor obținute arată ca fiind mai indicată utilizarea suspensiei de ferosiliciu, care prezentînd — față de suspensia de galenă — o valoare mai mică pentru tensiunea tangențială limită, face posibilă tratarea unei clase mai largi de particule (20—3 mm).

De asemenea — conform calculului făcut — utilizarea suspensiei de galenă, provocînd extragerea unei cantități mai mari de „rătăcire", duce la obținerea de rezultate globale inferioare acelora ce s-ar obține prin utilizarea suspensiei de ferosiliciu.

Cercetările efectuate arată importanța pe care o prezintă noțiunea de tensiune tangențială limită pentru tehnica preparării în suspensii grele ; ea permite ca prin determinări efectuate pe baza unor analize inițiale, să se estimeze rezultatele probabile ale separării unui material dat. De asemenea, pe baza acelorași determinări este posibilă stabilirea prealabilă a anumitor condiții de lucru (suspensia cea mai indicată a fi utilizată, tratarea unor clase granulometrice mai strînse sau mai largi, ș. a.) care să ducă la obținerea rezultatelor cele mai favorabile.

BIBLIOGRAFIE

1. W. L. Wilkinson, *The Industrial Chemist*, 595—600 december (1957).
2. K. H. Grodde, *Erdöl und Kohle*, **6**, *7*, 380—385, Juli (1953).
3. W. Berghöfer, *Bergbauwissenschaften*, **6**, *20*, 493—504 ; *22*, 533—541, (1959).

Manuscris predat la 8 octombrie 1965.

INFLUENȚA REACTIVILOR REGULATORI ASUPRA FLOTĂRII UNOR MINERALE DE METALE RARE CU OLEAT DE SODIU

P. ILIE

Ministerul Minelor

Niobiul, zirconiul și metalele pămînturilor rare se folosesc în cantități tot mai mari în diferite domenii ale tehnicii. Surse importante pentru obținerea lor le constituie concentratele de piroclor, zircon și monazită. Aceste concentrate se obțin în special din zăcămintele aluvionare care se prepară folosind metodele gravitaționale combinate cu separarea magnetică, electrostatică și mai rar flotația, la îmbunătățirea calității concentratelor gravitaționale primare.

Creșterea necesităților de metale rare impune exploatarea unor noi tipuri de minereuri mai greu preparabile, dintre care o importanță deosebită o au zăcămintele în loc, în care elementele utile de obicei sînt fin concrescute.

La extragerea elementelor utile din zăcămintele în loc precum și din fracțiunile mici ale nisipurilor aluvionare, prin metode gravitaționale se obțin indici tehnologici inferiori și de aceea o importanță deosebită se acordă procedeului de flotație.

Elaborarea regimurilor eficace de flotație a minereurilor ce conțin piroclor, zircon, monazită și alte minerale este o sarcină foarte grea datorită asemănării proprietăților fizico-chimice ale acestor minerale, asemănare ce îngreunează flotarea lor selectivă. Flotarea acestor minerale se poate face cu colectori cationici și anionici însă procesul este neselectiv, din care cauză o atenție deosebită se acordă cercetărilor pentru alegerea regimurilor ce folosesc reactivi regulatori la separarea selectivă.

Flotabilitatea piroclorului și zirconului a fost studiată de mulți cercetători, iar flotabilitatea monazitei este încă foarte puțin studiată.

În cadrul prezentei lucrări s-a studiat influența diferiților reactivi regulatori asupra flotării monazitei, piroclorului, zirconului cu oleat de sodiu, precum și mecanismul de acționare a sulfurii de sodiu asupra flotării acestor minerale cu oleat de sodiu.

Publicat și în „Rev. roum. sci. techn. — Métallurgie", nr. 1, 1966.

A. Influența reactivilor regulatori asupra flotării cu oleat de sodiu

Influența silicatului de sodiu și a sulfurii de sodiu

Dintre reactivii ce pot asigura selectivitatea cel mai des se folosesc silicatul de sodiu și sulfura de sodiu. Influența adaosului silicatului de sodiu asupra flotării mineralelor de metale rare cu colectori anionici este tratată în diferite cercetări [1], [7]. La flotarea fluorinei, baritei, calcitei și scheelitei cu acid oleic consumuri mici de silicat de sodiu (pînă la 500 g/t) depresează calcita și barita și activează fluorina. La consumuri de 700 g/t silicat de sodiu fluorina este puternic depresată. Adiția silicatului de sodiu permite separarea scheelitei de mineralele însoțitoare [1].

Silicatul de sodiu are de asemeni acțiune selectivă în flotarea piroclorului, zirconului, ilmenitei, sfenului, egirinei, eugitului, casiteritei etc. [2].

Acțiunea activantă a consumurilor mici de silicat de sodiu este explicată prin îmbunătățirea spumării și adeziunii particulelor minerale la bula de aer [1], [3].

Acțiunea depresantă la consum constant de colector crește odată cu mărirea consumului de silicat de sodiu și se datorește adsorbției la particula minerală a anionilor moleculelor silicatului de sodiu ce sînt puternic hidratate și conduc la hidratarea suprafeței mineralelor și la micșorarea adsorbției colectorului datorită creșterii potențialului electrocinetic negativ al mineralelor [4]—[7].

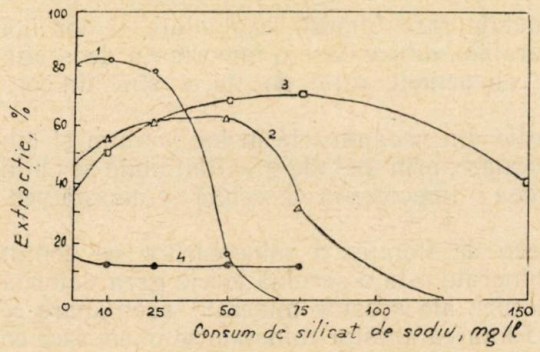


Fig. 1. Influența silicatului de sodiu asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu:
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — microclin
Consum oleat de sodiu: 1, 2, 3 (25mg/l); 4 (200 mg/l).

S-a cercetat influența silicatului de sodiu cu modulul 2,82 asupra flotării cu oleat de sodiu în apă distilată cu $pH=5{,}3$ a piroclorului, zirconului, monazitei cu dimensiunea $-0{,}25+0{,}044$ mm.

Din figura 1 reiese că silicatul de sodiu are acțiune depresantă selectivă asupra mineralelor studiate.

Dacă la flotarea numai cu oleat de sodiu extracția este de: 81,6% pentru piroclor, 46% pentru zircon și 37,6% pentru monazită, adăugînd 50 mg/l silicat de sodiu extracția piroclorului se reduce la 16%, a zirconului și monazitei crește la 64 și 70%.

La consumuri peste 75 mg/l silicat de sodiu, flotarea monazitei se reduce puțin iar a zirconului se reduce puternic. Silicatul de sodiu practic

nu influențează flotarea microclinului cu oleat de sodiu. Acțiunea selectivă a silicatului de sodiu permite folosirea lui la separarea prin flotație a monazitei de piroclor și zircon.

Sulfura de sodiu de asemeni se folosește ca reactiv regulator la flotarea minereurilor.

În cazul sulfurilor, ionul de sulf determinînd potențialul electrocinetic al mineralelor, acțiunea depresantă a sulfurii de sodiu este explicată prin adsorbția ionului de sulf, adsorbție ce conduce la înlăturarea diferiților ioni prezenți pe suprafața mineralelor. Datorită adsorbției ionului de sulf, mineralele capătă o sarcină electrică puternic negativă care împiedică adsorbția altor anioni inclusiv anionii de xantogenat [5], [8].

O altă interpretare atribuie acțiunea depresantă a sulfurii de sodiu, adsorbției la particula minerală a ionilor HS^- care împiedică acțiunea reactivului colector [9], [10], [11].

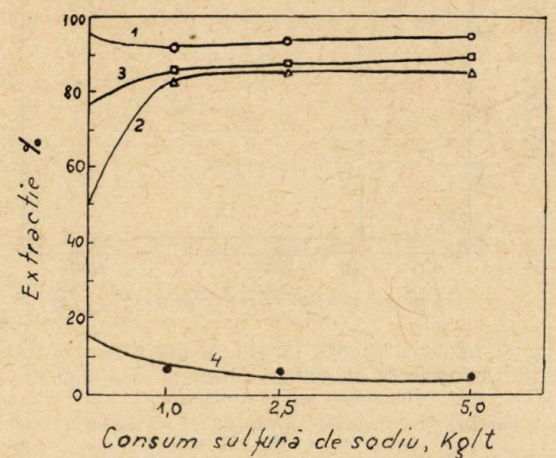


Fig. 2. Influența asupra flotării cu oleat de sodiu a tratării mineralelor cu sulfură de sodiu urmată de înlăturarea și spălarea soluțiilor de tratare:
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — Microclin. Consum oleat de sodiu: 1, 2, 3 (25 mg/l); 4 (200 mg/l).

Influența sulfurii de sodiu asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu s-a cercetat în următoarele condiții:

— tratarea prealabilă a mineralelor cu sulfură de sodiu, cu și fără înlăturarea soluțiilor de tratare, urmată de flotarea cu oleat de sodiu.

Tratarea s-a făcut prin agitare timp de 20 minute la un raport S : L = 1 : 1, iar în cazul tratării urmată de înlăturarea soluțiilor de tratare, s-au folosit și cinci spălări consecutive cu apă distilată, prin agitare timp de un minut;

— adaosul sulfurii de sodiu direct în tulbureală înainte de colector, urmat de flotare.

Din figura 2 reiese că tratarea prealabilă cu sulfură de sodiu, urmată de înlăturarea și spălarea soluțiilor de tratare și apoi flotarea cu oleat de sodiu, mărește extracția pentru zircon și monazită de la 50 la 85% și respectiv de la 77 la 90%, nu influențează extracția piroclorului și reduce extracția microclinului de la 15 la 4,2%.

Această tratare poate fi folosită pentru reducerea flotabilității feldspaților la flotarea primară a piroclorului zirconului și monazitei cu oleat de sodiu [12].

La tratarea prealabilă cu sulfură de sodiu fără înlăturarea soluțiilor de tratare, urmată de flotare cu oleat de sodiu (fig. 3), consumul de sulfură de sodiu pînă la 1 kg/t nu influențează asupra extracției piroclorului, monazitei, zirconului și reduce extracția microclinului de la 15 la 5%.

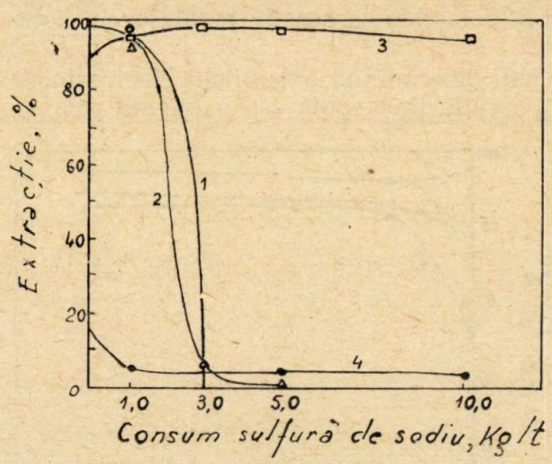


Fig. 3. Influența asupra flotării cu oleat de sodiu a tratării mineralelor cu sulfură de sodiu, fără înlăturarea soluțiilor de tratare :
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — microclin. Consum oleat de sodiu 150 mg/l.

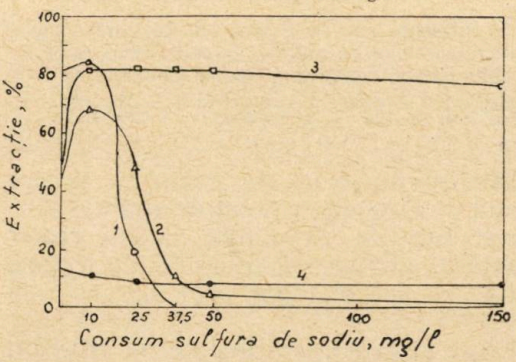


Fig. 4. Influența adaosului de sulfură de sodiu asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu :
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — microclin. Consum oleat de sodiu: 1, 2, 3 (25mg/l) ; 4 (200 mg/l).

Mărirea consumului de sulfură de sodiu peste 3 kg/t reduce flotarea piroclorului și zirconului pînă la 1,8—3%. Pentru monazită, consumuri chiar pînă la 10 kg/t sulfură de sodiu nu influențează extracția.

Tratarea prealabilă cu sulfură de sodiu fără înlăturarea soluțiilor de tratare permite separarea monazitei de piroclor și zircon prin flotare cu oleat de sodiu.

Adaosul sulfurii de sodiu în tulbureală, înainte de colector (fig. 4), arată că la consumuri pînă la 10 mg/l crește extracția zirconului de la 46 la 68,3%, a monazitei de la 37,6 la 82,6%.

Mărirea consumului sulfurii de sodiu pînă la 50 mg/l reduce extracția piroclorului pînă la 0, a zirconului pînă la 4 și a microclinului de la 14 la 9%. Flotarea monazitei nu se reduce chiar la consumuri de 150 mg/l, extracția fiind de 77%.

Măsurarea valorii *p*H a sterilului flotației a arătat că la reducerea totală a flotării piroclorului și zirconului *p*H=7. La acest *p*H, fără sulfură de sodiu, flotarea piroclorului și zirconului decurge în condiții optime. Aceasta permite ca adaosul sulfurii de sodiu direct în tulbureală să fie folosit la separarea monazitei de piroclor și zircon prin flotare cu oleat de sodiu.

Influența sărurilor metalelor polivalente

Prezența în tulbureală a sărurilor solubile ale metalelor polivalente influențează pozitiv sau negativ asupra flotării mineralelor.

Cantități mai mici de săruri favorizează flotarea iar cantități mai mari o reduc, datorită acțiunii colectorului din tulbureală cu sărurile și a formării precipitatelor diferitelor metale ce nu posedă proprietăți colectoare. Sorbția colectorului anionic la suprafața oxizilor și silicaților crește atunci cînd în tulbureală sînt prezente mici cantități de săruri ale Ca, Ba, Al, Fe ș. a., deoarece cationii metalelor acționează cu suprafața mineralelor formînd diferiți compuși care apoi acționează cu colectorul (13).

Prezența în tulbureala de flotație a cationilor metalelor polivalente înrăutățește întotdeauna separarea selectivă deoarece are loc activarea atît a mineralelor utile cît și a mineralelor de gangă (2).

Adaosul clorurii ferice urmat de flotare cu oleat de sodiu (fig. 5) arată că la consumuri pînă la 10 mg/l clorură ferică are loc activarea flotării tuturor mineralelor, cea mai mare activare observîndu-se pentru microclin.

Mărirea consumurilor peste o anumită limită (diferită pentru fiecare mineral) conduce la reducerea flotării cu oleat de sodiu. O reducere

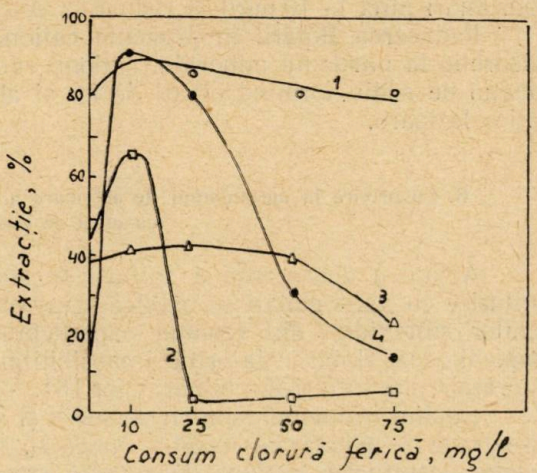


Fig. 5. Influența clorurii ferice asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu:

1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — Microclin. Consum oleat de sodiu: 1, 2, 3 (25 mg/l); 4 (200 mg/l).

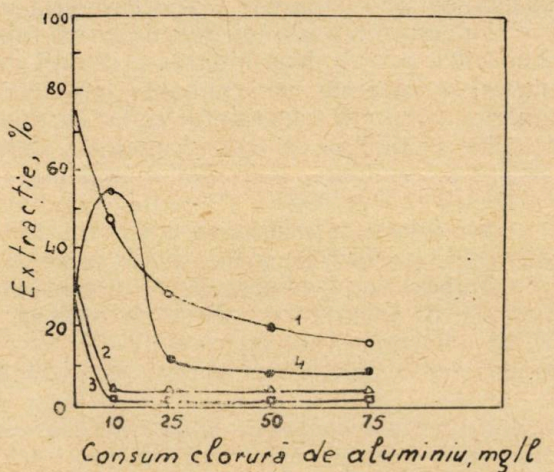


Fig. 6. Influența clorurii de aluminiu asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu:

1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită; 4 — Microclin. Consum oleat de sodiu: 1, 2, 3 (25 mg/l); 4 (200 mg/l).

mai puternică se observă pentru zircon, monazită și microclin. Clorura ferică la consumuri pînă la 75 mg/l reduce slab extracția piroclorului.

Adaosul clorurii de aluminiu urmat de flotare cu oleat de sodiu (fig. 6) arată că flotarea piroclorului, zirconului și monazitei este redusă la orice consum de clorură de aluminiu iar flotarea microclinului este activată la consumuri pînă la 10 mg/l și redusă la consumuri mai mari.

Reducerea flotării în prezența cationilor de Fe și Al arată că după adsorbție la particula minerală, cationii rămași în tulbureală acționează cu oleatul de sodiu formînd oleați de fer și aluminiu care nu posedă proprietăți colectoare.

B. Cu privire la mecanismul de acționare a sulfurii de sodiu asupra flotării cu oleat de sodiu

Acțiunea depresantă a sulfurii de sodiu în cazul flotării mineralelor sulfurice cu xantogenați se explică prin înlăturarea de către ionii de sulf a ionilor sulfoxidici din rețeaua superficială semioxidată a mineralelor și împiedicarea flotării datorită imposibilității acționării xantogenatului cu suprafața pur sulfurică a mineralelor [8].

Studiul influenței sulfurii de sodiu și sărurilor de sodiu cu sulf în diferite grade de oxidare ca Na_2SO_3, $Na_2S_2O_3$, $Na_2S_2O_4$ a arătat că asupra mineralelor nesulfurice, acțiune depresantă are numai sulfura de sodiu, ceea ce conduce la concluzia că acțiunea depresantă se datorește ionilor S^{2-} și HS^- [13].

In prezenta lucrare acțiunea sulfurii de sodiu s-a studiat folosind metoda izotopilor radioactivi și spectrometria în infraroșu [12].

La cercetarea acțiunii reactivilor cu mineralele prin folosirea izotopilor radioactivi, pentru determinarea cantității de reactiv marcat ce s-a fixat pe mineral se folosește : determinarea activității soluției inițiale și finale, determinarea activității mineralului tratat cu reactiv, precum și efectuarea experiențelor de flotație cu reactivi marcați. Cele mai precise rezultate se obțin folosind determinarea activității mineralului tratat cu reactiv sau determinînd activitatea concentratelor și sterilelor obținute la flotarea cu reactiv marcat.

S-a folosit determinarea activității mineralelor tratate cu reactivi marcați cu S^{35} (sulfură de sodiu) și C^{14} (oleat de sodiu).

Tulbureala cu mineralele de dimensiunea —0,25+0,044 mm s-a agitat timp de 10 minute cu soluție de sulfură de sodiu nemarcată, consum 10, 25, 150 mg/l la un raport S : L = 1 : 25, apoi timp de 10 minute cu oleat de sodiu marcat consum 25 mg/l și, după decantare și spălare de trei ori cu soluție de sulfura de sodiu, de aceeași concentrație, s-a trecut în filtru Schott unde s-a spălat de două ori cu aceeași soluție de sulfură de sodiu. După uscare la aer, mineralul s-a trecut din filtru într-un pahar de sticlă și s-a determinat activitatea.

La experiențele pentru determinarea cantității de sulfură de sodiu ce se fixează pe mineral în aceleași condiții, mineralele s-au agitat cu sulfură

de sodiu marcată, apoi cu oleat de sodiu nemarcat, iar spălarea s-a făcut cu sulfură de sodiu nemarcată de aceeași concentrație.

Datele din figura 7 arată că mărirea consumului de sulfură de sodiu pînă la anumite limite favorizează creșterea cantității de oleat de sodiu ce se fixează pe minerale, iar consumuri mai mari de sulfură de sodiu conduc la scăderea bruscă a cantității de oleat de sodiu ce se fixează pe piroclor și zircon. Datele corelează cu experiențele de flotație unde de asemeni consumuri mici de sulfură de sodiu favorizează flotarea tuturor mineralelor iar consumuri mari reduc flotarea pirocloru-lui și zirconului.

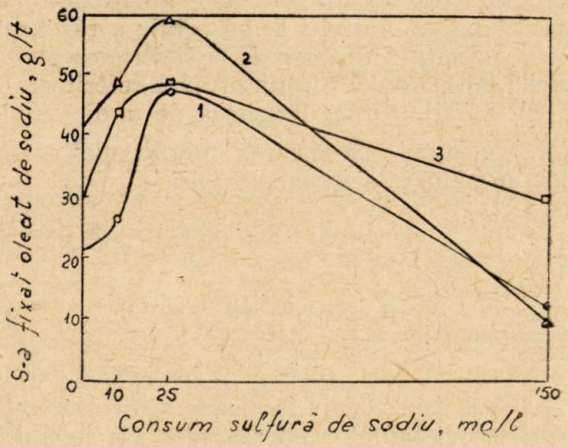


Fig. 7. Influența sulfurii de sodiu asupra fixării oleatului de sodiu marcat:
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită.

Pentru monazită consumurile mari de sulfură de sodiu conduc la o scădere mai redusă a cantității de oleat de sodiu ce se fixează și flotarea ei decurge normal.

Datele din figura 8 arată că odată cu mărirea consumului de sulfură de sodiu crește cantitatea ce se fixează pe minerale, creșterea fiind selectivă deoarece sulfura de sodiu se fixează în cantități mai mari pe piroclor și zircon, fenomen ce corelează cu experiențele de flotație.

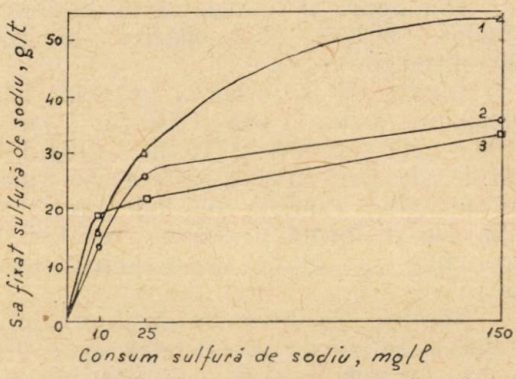


Fig. 8. Influența consumului sulfurii de sodiu asupra fixării ei pe minerale:
1 — piroclor; 2 — zircon; 3 — monazită.

Totuși datele cantitative obținute radiometric nu ne permit să tragem o concluzie finală asupra mecanismului împiedicării selective cu sulfură de sodiu a flotării mineralelor cu oleat de sodiu, deoarece flotabilitatea mineralelor este determinată nu numai de densitatea filmului de adsorbție a reactivilor ci și de structura și compoziția compușilor superficiali ce se formează, pentru determinarea cărora s-a folosit spectrometria în infraroșu.

Pentru determinarea grupelor funcționale ale reactivilor este necesar ca mineralul să fie destul de transparent și să nu posede linii de adsorbție în acea parte a spectrului care corespunde liniilor de adsorbție a grupelor funcționale ale reactivilor [14]. Este cunoscut că oscilațiilor valente ale legăturii Me—O din structura superficială a cristalelor le corespunde o anumită lungime a undei de adsorbție a razelor infraroșii.

Spectrul infraroșu dă posibilitatea obținerii de date referitoare la legăturile interatomice și prin urmare referitoare la distanțele interatomice [15], [16]. Relația dintre lungimea de undă în microni și a indicelui de undă în cm^{-1} în funcție de distanța interatomică a legăturii Me—O în Å se exprimă prin următoarele formule empirice:

în lungimi de undă $\lambda = \frac{d+1,64}{0,359}$, μ

în indice de undă $v = \frac{3590}{d+1,64}$, cm^{-1}

unde d — distanța interatomică, Å.

Avînd în vedere formulele structurale ale mineralelor cercetate și luînd mărimea distanțelor interatomice ale legăturilor Me—O după date de specialitate [17] s-au calculat indicii de undă și s-a construit relația grafică dintre indicii de undă corespunzători liniilor de adsorbție ale legăturii Me—O în funcție de distanța interatomică în Å.

Din figura 9 se vede că oscilațiilor valente ale legăturii Me—O din piroclor, zircon și monazită le corespunde banda de frecvență 830—1 080 cm^{-1}.

Liniilor de adsorbție a grupelor funcționale ale acizilor carbonici le corespunde banda 1 180—1 740 cm^{-1} iar celor ale sulfurii de sodiu banda 1 100—1 250 și 2 600—2 700 cm^{-1} [16], [19]. Deoarece mineralele nu posedă linii de adsorbție în acea parte a spectrului unde se află liniile de adsorbție ale reactivilor studiați, folosind spectrometria în infraroșu se poate determina sub ce formă se fixează reactivii la suprafața mineralelor. Pentru experiențe s-a folosit spectrometrul I.K.S. 12 prevăzut cu prizmă din NaCl.

Spectrul s-a înregistrat în intervalul de undă 2—14 microni. Deoarece produsele solide au proprietatea de a dispersa razele infraroșii, mărimea particulelor trebuie să fie mai mică decît lungimea undei studiate.

În practică rezultate destul de sigure se obțin cu pulberi ce au dimensiunea sub cinci microni pentru înregistrarea spectrului în banda 2—15 microni [18]. Pentru experiențe s-au folosit pulberi ale mineralelor cu dimensiunea sub cinci microni obținute prin sedimentare.

Pulberile mineralelor tratate și netratate cu reactivi s-au depus din suspensia de lucru pe plăcuțe din fluorină. Densitatea filmului depunerii în toate experiențele a fost 1,9—2,0 mg/cm^2. Pentru înregistrarea spectrului s-a luat Io-intensitatea de trecere a razelor infraroșii prin pulberile netra-

tate cu reactivi, iar I-intensitatea de trecere prin pulberile tratate. Experiențele pentru studierea mecanismului împiedicării selective a flotării mineralelor cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu, s-au executat în următoarele condiții : mineralele s-au tratat inițial cu sulfură de sodiu (50 mg/l) la un raport S : L = 1 : 25 timp de cinci minute, cu oleat de sodiu (25 mg/l) timp de cinci minute iar după centrifugarea și înlăturarea fazei apoase minerale s-au trecut prin spălare cu soluție de sulfură de sodiu de aceeași concentrație, în creuzet de depunere prevăzut cu plăcuță de fluorină. După depunere timp de 24 ore, plăcuța de fluorină s-a uscat în exicator în prezența clorurei de calciu și apoi s-a înregistrat spectrul.

Acțiunea sulfurii de sodiu asupra flotării s-a interpretat prin compararea spectrului mineralelor tratate cu oleat de sodiu la *p*H = 7 cu spectrul mineralelor tratate cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu. Aceste spectre sînt redate în figurile 10, 11, 12.

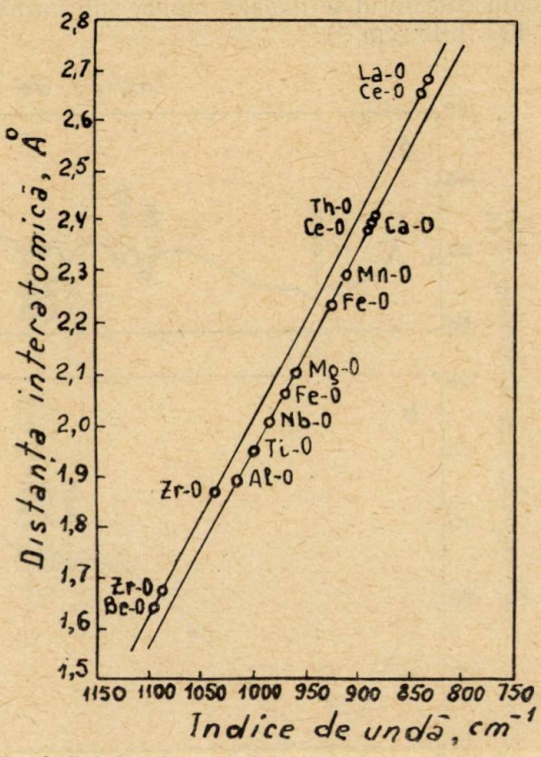


Fig. 9. Relația dintre indicii de undă corespunzători liniilor de adsorbție ale legăturii Me-O în funcție de distanța interatomică în Å.

În spectrul piroclorului tratat cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu (fig. 10-b) trecerea mai intensă a razelor infraroșii la 1 010 și 1 075 cm^{-1} comparativ cu spectrul mineralului tratat cu oleat de sodiu la *p*H = 7, arată că sulfura de sodiu acționează cu hidroxilii Ti și Si, reducînd astfel centrii activi de reacție de la suprafața mineralului. Fixarea sulfului este explicată prin prezența liniei de adsorbție 2 690 cm^{-1} care se referă la oscilațiile valente ale grupelor SH^- [16]. Grupa SH^- fiind instabilă se oxidează formînd diferiți compuși ai sulfului cu oxigenul, ceea ce este indicat de prezența liniilor de adsorbție 1 190 și 1 247 cm^{-1} [19].

Spectrul arată că la suprafața mineralului se fixează în același timp produsele de hidroliză ale sulfurii de sodiu și reactivul colector (liniile de

adsorbție 1 370, 1 400, 1 430 cm^{-1}) fenomen indicat și prin determinările radiometrice.

Dacă la tratarea mineralului cu oleat de sodiu la $pH=7$ colectorul se fixează sub formă ionică și moleculară (linii de adsorbție 1 339, 1 377, 1 595 și 2 663, 2 795 cm^{-1}) la tratarea cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu colectorul se fixează numai sub formă ionică (linii de adsorbție 1 370, 1 400, 1 430 cm^{-1}).

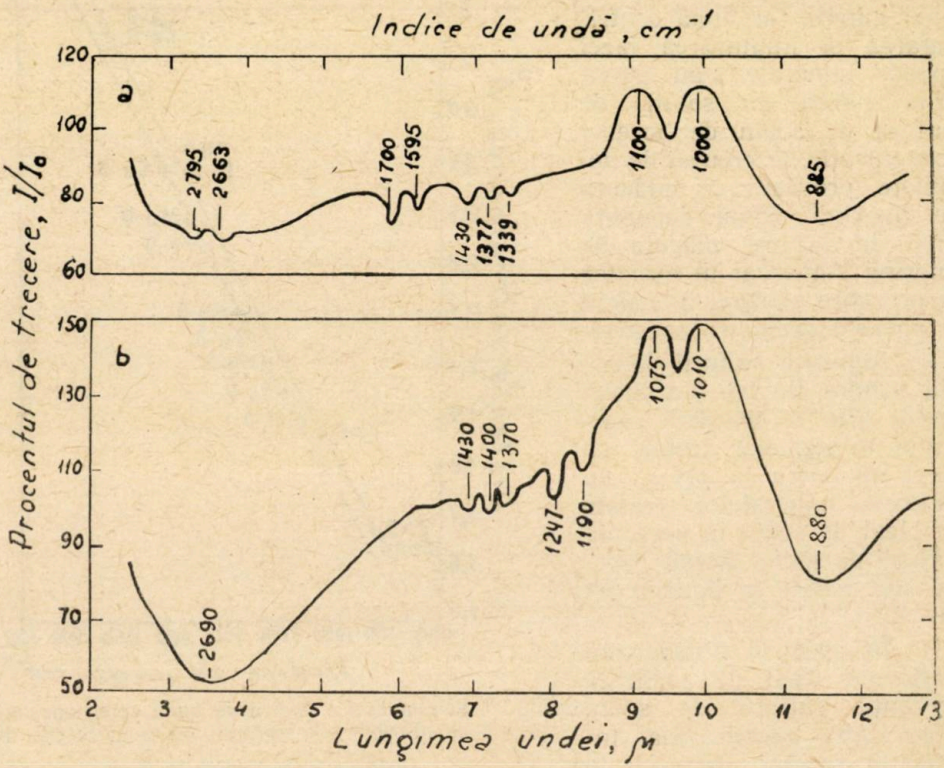


Fig. 10. Spectrele piroclorului :
a — tratat cu oleat de sodiu la pH=7; b — tratat cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu.

În spectrul zirconului tratat cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu (fig. 11-b), de asemeni ca și în cazul piroclorului, trecerea intensă a razelor infraroșii la 1 030 și 1 080 cm^{-1} indică o reducere a centrilor activi de reacție, datorită acțiunii sulfurii de sodiu cu hidroxilii Zr. Acțiunea produselor de hidroliză ale sulfurii de sodiu este indicată de prezența liniei de adsorbție 2 600 cm^{-1} care se referă la oscilațiile valente ale grupelor SH⁻ și a liniilor de adsorbție 1 160 și 1 238 cm^{-1} care se referă la compuși ai sulfului cu oxigen.

Spectrele arată că pe mineral se fixează produsele de hidroliză și oxidare a sulfurii de sodiu și colectorul, iar tratarea cu sulfura de sodiu duce la reducerea cantității de colector ce se fixează, fapt care se explică prin dispariția din spectrul mineralului tratat cu oleat de sodiu în prezența sulfu-

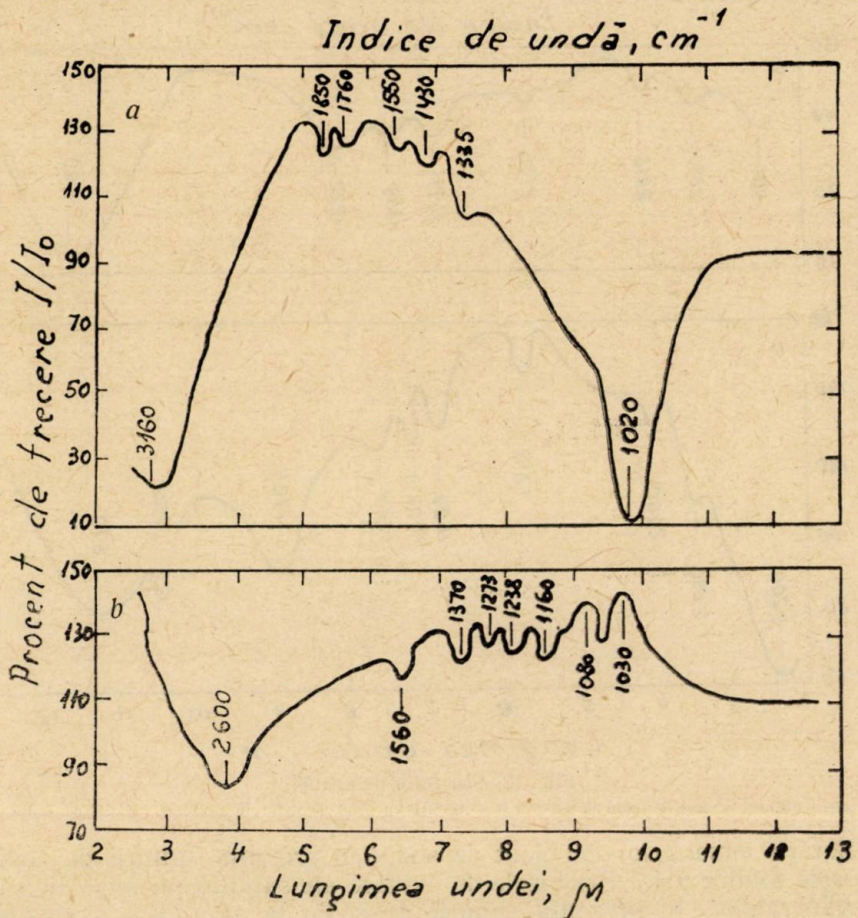


Fig. 11. Spectrele zirconiului :
a — tratat cu oleat de sodiu la pH=7; b — tratat cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu.

rii de sodiu a liniilor de adsorbție 1 850, 1 760 și 1 430 cm^{-1} care sînt prezentate în spectrul mineralului tratat cu oleat de sodiu la $pH=7$. Fixarea colectorului în prezența sulfurii de sodiu are loc sub formă ionică și moleculară (linii de adsorbție 1 560, 1 370 și 1 273 cm^{-1}).

În spectrul monazitei tratată cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu (fig. 12-b) nu sînt prezente linii de adsorbție caracteristice oscilațiilor

valente ale grupelor SH^-. Linia de adsorbție 1 105 cm^{-1} indică prezența sulfaților. Lipsa în spectrul monazitei a liniilor de adsorbție caracteristice oscilațiilor valente ale grupurilor SH^-, precum și proprietatea monazitei de a flota cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu arată că împiedica-

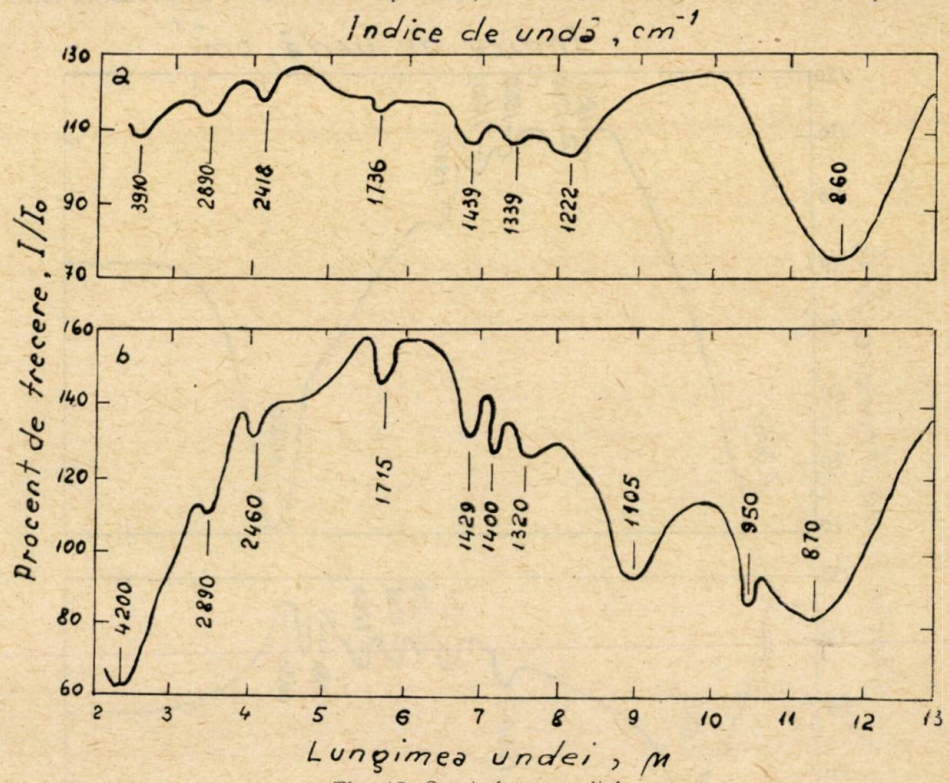


Fig. 12. Spectrele monazitei :
a — tratată cu oleat de sodiu la pH=7; b — tratată cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu.

rea flotării mineralelor cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu se datorește ionilor SH^-. Produsele de oxidare ale sulfului nu împiedică flotarea mineralelor. În prezența sulfurii de sodiu la suprafața monazitei ca rezultat al acțiunii oleatului de sodiu se formează oleați (linia de adsorbție 1 439 cm^{-1}) și o parte din colector se fixează sub formă ionică și moleculară (liniile de adsorbție 1 320, 1 400 și 2 460, 2 890 cm^{-1}).

Concluzii

1. Studierea acțiunii silicatului de sodiu și sulfurii de sodiu asupra flotării mineralelor cu oleat de sodiu a arătat că la consumuri mici are loc activarea flotării monazitei, piroclorului și zirconului și o reducere slabă

a flotării microclinului, iar la consumuri mărite flotarea piroclorului, zirconului și microclinului este împiedicată.

Aceasta permite folosirea sulfurii de sodiu și a silicatului de sodiu drept reactivi depresanți la separarea prin flotare cu oleat de sodiu a monazitei de piroclor și zircon.

2. Tratarea prealabilă cu sulfură de sodiu urmată de înlăturarea soluțiilor de tratare activează flotarea monazitei și zirconului, practic nu influențează flotarea piroclorului și reduce flotarea microclinului. Tratarea cu sulfură de sodiu poate fi folosită pentru depresarea microclinului în flotarea primară a monazitei, piroclorului și zirconului.

3. Tratarea prealabilă cu sulfură de sodiu fără înlăturarea soluțiilor de tratare conduce la reducerea totală a flotării piroclorului și zirconului, nu influențează flotarea monazitei și permite separarea prin flotare cu oleat de sodiu a monazitei de piroclor și zircon.

4. Prezența în tulbureală a ionilor de Fe și Al este nedorită, deoarece împiedică flotarea mineralelor utile și activează flotarea mineralelor sterile.

5. Sulfura de sodiu în consumuri pînă la 10 mg/l activează flotarea piroclorului, zirconului și monazitei și reduce flotarea microclinului cu oleat de sodiu. Consumuri pînă la 150 mg/l sulfură de sodiu reduc brusc flotarea piroclorului și zirconului și nu influențează flotarea monazitei.

6. Determinările radiometrice arată că la consumuri mici sulfura de sodiu favorizează creșterea de 1,5—2 ori a cantității de oleat de sodiu ce se fixează pe minerale. Consumuri mai mari de sulfură de sodiu reduc brusc cantitatea de colector ce se fixează pe piroclor și zircon și mai puțin cantitatea ce se fixează pe monazită.

În același timp cu reducerea cantității de colector fixat are loc fixarea sulfurii de sodiu care e mai mare pentru piroclor și zircon.

7. Spectrometria în infraroșu arată că la suprafața mineralelor se fixează diferiți compuși oxidați ai sulfului iar pe piroclor și zircon se fixează și ionii SH^-, care conduc la împiedicarea flotării lor cu oleat de sodiu. Fixarea pe monazită a colectorului în cantități mai mari precum și lipsa ionilor SH^- explică proprietatea de flotare a monazitei cu oleat de sodiu în prezența sulfurii de sodiu.

La împiedicarea cu sulfură de sodiu a flotării mineralelor cu oleat de sodiu, acțiunea depresantă se datorește ionilor SH^- ce rezultă la hidroliza sulfurii de sodiu.

BIBLIOGRAFIE

1. M. A. Eigheles, *Teoreticeskie osnovî flotații nesulfidnîh mineralov*. Metallurghizdat, Moskva, 1950.
2. S. I. Polkin, *Flotația rud redkih metallov i olova*. Gosgortehizdat, Moskva, 1960.
3. N. A. Ianis, Vliianie șcelocinîh modificatorov na adsorbtiiu silicata natria calțievîmi mineralami i na depressiruiușcee deistvie ego pri flotații. *Trudî II Naucino tehnicescoi sessii Mehanobra*. Metallurghizdat, 1952.
4. O. S. Bogdanov i dr., *Voprosî teorii i tehnologhii flotatii*. Leningrad, 1959.
5. V. I. Klassen, V. A. Mocrousov, *Vvedenie v teoriiu flotații Gosgortehizdat*, Moskva, 1959.
6. L. M. Ciornîi, Activiruiușcee i depressiruiușcee deistvie jidkovo stecla pri flotatii nesulfidnîh rud. *Obogașcenie rud 4*, (1962).
7. Cjen Iu-Lun, *Izucenie flotiruemosti caltievîh mineralov i mehanizma deistvia necotorîh flotoreaghentov*. Candidatscaia dissertația, Moskva, 1963.
8. D. A. Svedov, Ghipoteza o pricine liogkoi flotiruemosti sulfidov i trudnoi flotiruemosti ochislennîh mineralov. *Gornoobogatitelnîi jurnal, 6* (1936).
9. K. L. Sutherland, I. W. Wark, *Prințipî flotatii*. Metallurghizdat, Moskva, 1958.
10. V. I. Meșcianinova, *Izucenie deistvia sernistovo natria na sulfidnîe i ochislennîe mineralî prisovmestnoi flotatii ih iz smesannîh sulfidno-ochislennîh rud*. Candidatscaia dissertatia Moskva, 1955.
11. D. S. Sobolev, *K voprosu fizico-himiceschih osnov selectivnoi flotatii sulfidov medi, svința, jeleza, c primeneniem sernistova natria*. Candidatscaia dissertația. Moskva, 1950.
12. Ilie Paraschiv, *Izucenie uslovii flotationovo razdelnia monațita ot pirohlora i tircona*. Candidatscaia dissertatia. Moskva, 1964.
13. * * * *Flotația silicatov i ochislov*. Sbornik. Gosgheoltehizdat, Moskva, 1961.
14. V. I. Bogdanov, Sin-Vei Ciun, Issledovanie vzaimodeistvia berilla i spodumena c reaghentami metodom infracrasnoi spectroscopii. *Obogascenie rud, 6*, (1961).
15. V. I. Solnîșchin, Vliianie chisloroda na poverhnosti necotorîh nesulfidnîh mineralov. *Sbornic Naucinîe soobșcenia I.G.D., AN SSSR, 16* (1962).
16. I. Lecont, *Infracrasnoe izlucenie, izdatelstvo* I.L. 1958.
17. B. F. Ormont, *Structurî neorganiceschih veșcestv*, Goshimizdat, 1950.
18. V. I. Solnîschin, Vliianie rastvora șceloci na 3* micronnuiu polosu pogloșcenia v infracrasnom spectre u necotorîh mineralov. *Sbornic, Naucinîe soobșcenia IGD, AN SSSR, vipusc XIX*, Gosgortehizdat, 1963.
19. L. Bellami, *Infracrasnîe spectrî molecul*, Izdatelstvo I.L. 1957, 1964.

Manuscris predat la 5 octombrie 1965.

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA RETOPIRII ELECTRICE SUB ZGURĂ, ASUPRA CALITĂȚII OȚELURILOR DE RULMENȚI

I. TRIPȘA, M. COSTESCU

Institutul de cercetări metalurgice

Condițiile de exploatare a rulmenților determină apariția unor tensiuni complexe în piesele acestora și ridică cerințe deosebite față de calitatea oțelului folosit pentru fabricarea lor. Un oțel superior de rulmenți trebuie să posede pe lîngă proprietăți mecanice înalte (limită de elasticitate, rezistență la uzură și oboseală), o structură uniformă, o compoziție chimică omogenă și o puritate ridicată. Prezența în oțel a acumulărilor de carburi, a incluziunilor, microporozităților, crăpăturilor și a altor defecte metalurgice, duc la concentrații locale de tensiuni, care provoacă scoaterea din funcțiune înainte de vreme a rulmenților.

Pentru producerea oțelului de rulmenți de calitate superioară se aplică pe scară din ce în ce mai largă procedee metalurgice speciale, care constau în retopirea barelor laminate fie cu arc în vid, fie în baie de zgură. În ambele procedee, solidificarea oțelului are loc în cristalizoare răcite cu apă, asigurîndu-se o cristalizare rapidă și dirijată, precum și evitarea impurificării în urma contactului cu aerul și materialele refractare.

În ultimul timp renumiți producători de rulmenți, ca de pildă SKF, fabrică bilele pentru rulmenții speciali din oțel retopit în vid, iar în URSS [1] și SUA [2] se aplică pe scară crescîndă retopirea oțelului de rulmenți sub zgură.

În Institutul de cercetări metalurgice ICEM, cercetările privind influența retopirii electrice sub zgură asupra calității oțelului de rulmenți, s-au efectuat pe o instalație trifazată, alimentată de la un transformator de 400 kVA [3]. S-au retopit electrozi din oțel RUL 1 laminat în bară cu diametru de 30 mm, în cristalizoare cu diametru de 80 mm, procesul de retopire fiind caracterizat de parametrii prezenți în tabela 1 ; fluxul pentru amorsare a fost compus din fluorură de calciu, azotat de sodiu, pulbere de aluminiu și strunjituri de magneziu, avînd un grad de asigurare cu oxigen de circa

Publicat și în „Rev. roum. sci. techn. — Métallurgie", nr. 1, 1966.

44% ; pentru formarea băii de zgură s-a folosit un flux compus din fluorură de calciu și alumină.

Tabela 1

Parametrii tehnologici la șarjele experimentale din oțel de rulmenți

Șarja	Lingou nr	Intensitatea curentului A	Durata topiturii min	Greutatea lingoului kg	Consum de energie electrică Kwh/kg	Productivitate kg/h
A	1	1 000	38	12	—	—
	2	1 000	42	13	—	—
	3	1 000	41	13,2	—	—
	Total	1 000	121	38,2	2,1	18,9
B	1	800	54	17,3	—	—
	2	800	59	17,4	—	—
	3	800	55	15,6	—	—
	Total	800	168	51,3	1,74	18,3
C	1	1 200	35	12,4	—	—
	2	1 200	34	11,8	—	—
	3	1 200	26	9,7	—	—
	Total	1 200	95	33,9	2,24	21,4

Partea din lingourile obținute au fost forjate în bare cu diametru de 30 mm și împreună cu porțiuni din electrozii folosiți au fost recoapte la 800 °C pentru globulizarea perlitei, după care s-au prelevat probele pentru controlul comparativ al calității oțelului. Întrucît instalația ICEM permite să se extragă lingoul în timpul procesului, (obținîndu-se în acest fel lingouri cu lungime mai mare decît a cristalizorului) din oțelul retopit s-au prelevat probe atît din partea solidificată fără mișcare, cît și din partea care a fost extrasă din cristalizor în timpul solidificării.

Pe baza rezultatelor obținute se poate constata o îmbunătățire substanțială a calității oțelului de rulmenți, exprimată în primul rînd prin calitatea suprafeței lingourilor (fig. 1), care este neoxidată, netedă, fără defecte și permite deformarea fără decojire. În secțiunile longitudinale și transversale ale lingourilor obținute nu s-au constatat porozități, sufluri sau incluziuni macroscopice ; retasura este concentrată pe o adîncime de 10—15 mm și diametru de 22—25 mm (fig. 2). Se remarcă cristalizarea axială, caracteristică acestui procedeu, unghiul de înclinare al dendritelor fiind de 6—30° (frecvența maximă la circa 13°).

Porozitatea oțelului s-a determinat pe șaibe transversale tăiate din bare laminate cu diametrul de 30 mm în cazul oțelului inițial și din bare forjate cu același diametru în cazul oțelului retopit sub zgură. În tabela 2 se prezintă comparativ punctajul de porozitate conform STAS 5998-58. Macrostructura probelor este prezentată în figura 3.

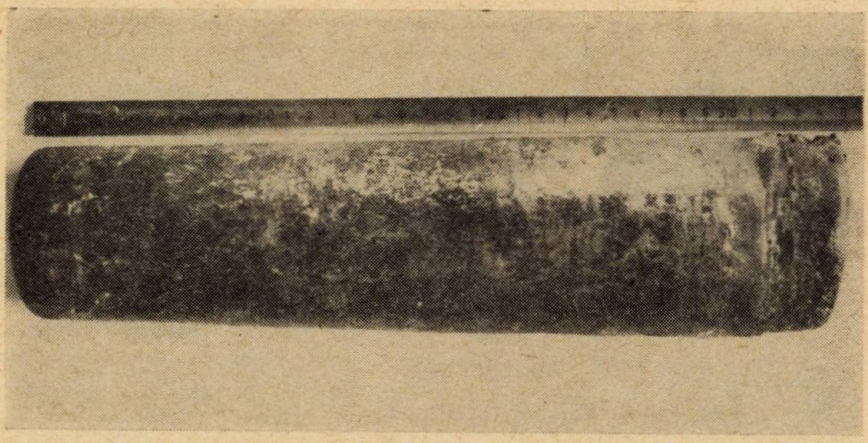


Fig. 1. Suprafața lingoului obținut prin retopire sub zgură.

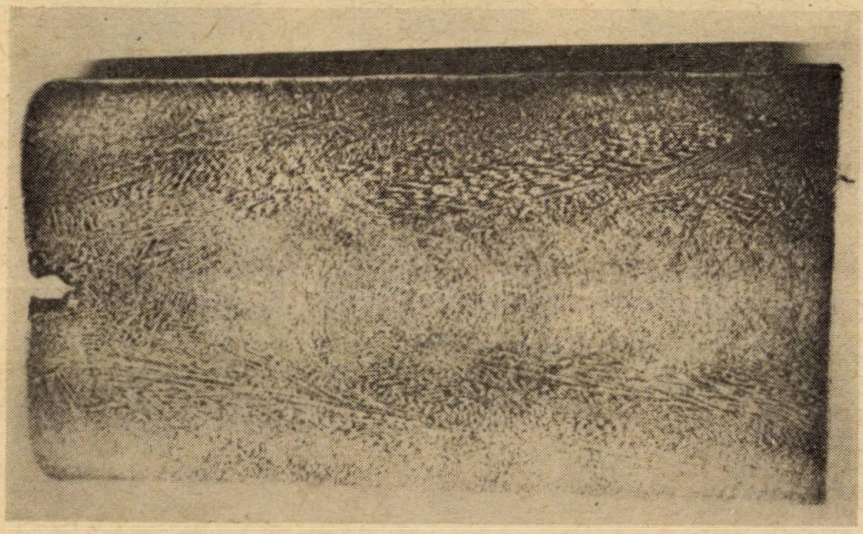


Fig. 2. Secțiune longitudinală prin lingou retopit sub zgură.

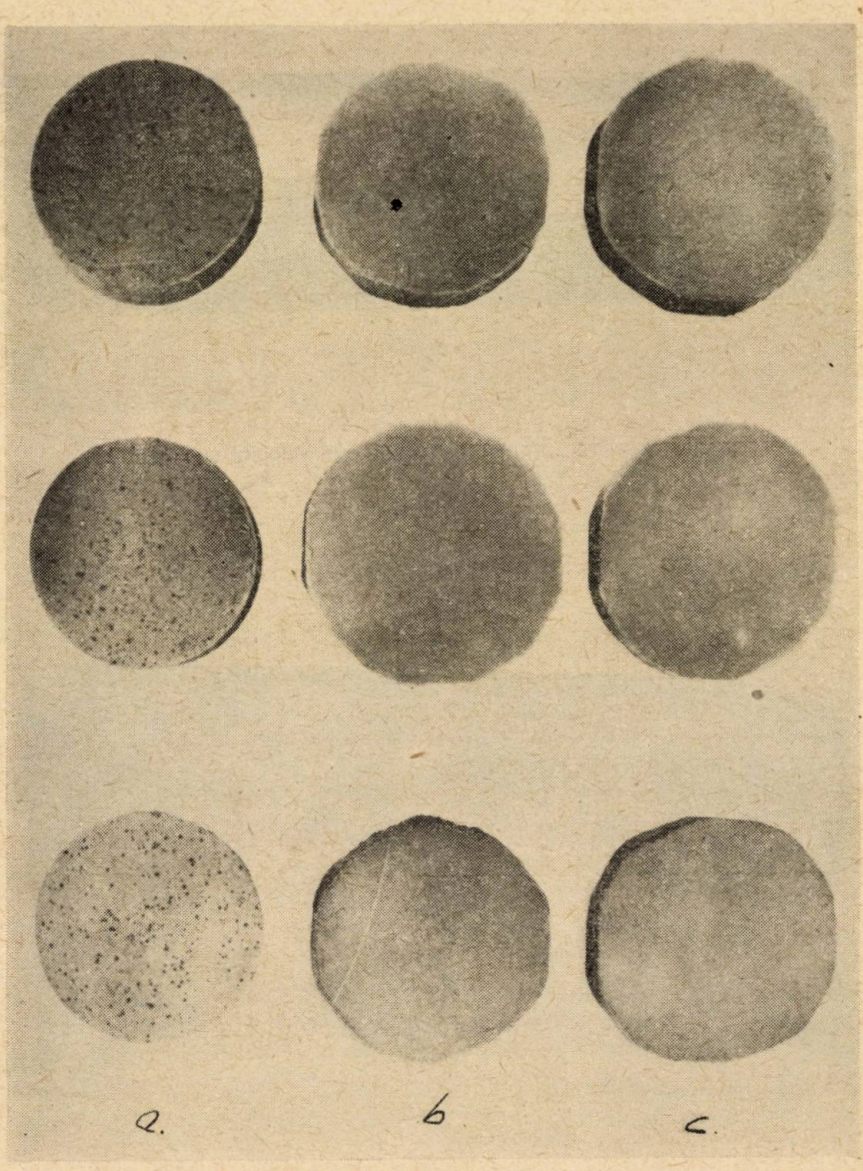


Fig. 3. Porozitatea oțelului înainte (a) și după retopirea sub zgură (b) și (c).

Tabela 2

Porozitatea oțelului înainte și după retopire

Nr crt	Șarja		Punctajul de porozitare			
			Centrală	Generală	Admisă STAS 1456—61	
					Centrală	Generală
1	Inițială	A	—	3		
		B	—	3	2	1
		C	—	3		
2	Retopită partea extrasă	A	<1	—		
		B	—	—	2	1
		C	<1	—		
3	Retopită partea mijlocie	A	—	—		
		B	<1	—	2	1
		C	—	—		

Atît din tabela 2 cît și din figura 3 se constată o îmbunătățire a macrostructurii oțelului, porozitatea generală și centrală dispărînd la barele forjate din oțelul retopit sub zgură.

Verificarea comparativă a microstructurii oțelului inițial și retopit s-a făcut conform STAS 1456-61. Din experimentările efectuate s-a constatat că microstructura oțelului în stare recoaptă, constînd din perlită globulară, precum și rețeaua de carburi nu au fost influențate de retopirea electrică sub zgură.

S-au observat modificări în ceea ce privește segregațiile de carburi și granulația austenitică. Astfel, în timp ce oțelul în stare inițială se caracterizează prin segregații pronunțate de carburi cu punctaje maxime [5—6], (fig. 4-a) oțelul retopit prezintă o structură omogenă fără segregații (tabela 3, fig. 4-b).

Tabela 3

Segregațiile de carburi înainte și după retopire

Șarja	Segregații Punctaj maxim determinat microscopic			Admis după STAS 1456-61
	Oțel inițial	Oțelul retopit. Partea extrasă a lingoului	Oțelul retopit. Partea mijlocie a lingoului	
A	6	1	—	2—3
B	5	2	—	2—3
C	5	2	—	2—3

În ceea ce privește mărimea grăuntelui austenitic se constată atît din tabela 4 cît și din figura 5 că neuniformitatea grăuntelui austenitic, accen-

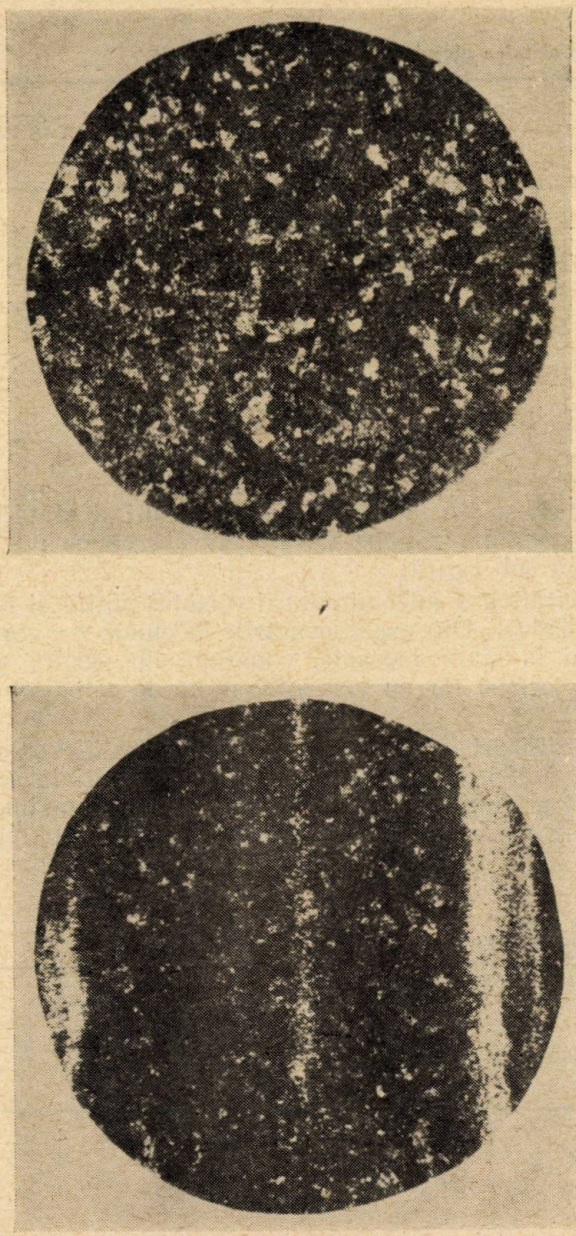


Fig. 4. Segregații de carburi :
a — oțel inițial ; b — oțel după retopire.

tuată la oțelul inițial (punctaj 1+6) descrește după retopire, limitele punctajului fiind mai apropiate (2+4).

Tabela 4

Mărimea grăuntelui austenitic înainte și după retopire

Stare	Inițială			Retopită					
Șarja	A	B	C	Partea extrasă			Partea mijlocie		
				A	B	C	A	B	C
Mărime grăunte	2+5	1+6	1+6	1+5	4+2	5+2	4+2	4+2	4+2

Din cele arătate rezultă că retopirea electrică sub zgură are o acțiune favorabilă asupra microstructurii oțelului de rulmenți, concretizată prin creșterea omogenității și îmbunătățirea granulației austenitice.

— Puritatea a constituit unul din obiectivele principale ce s-au urmărit la verificarea influenței retopirii electrice sub zgură asupra calității oțelului de rulmenți. De aceea la analiza metalografică s-a determinat comparativ atît punctajul maxim de incluziuni nemetalice cît și frecvența cîmpurilor cu același punctaj (stabilită pe un număr de 20 cîmpuri pentru fiecare probă), la barele provenite din lingourile obținute prin retopire sub zgură și la barele din oțelul inițial.

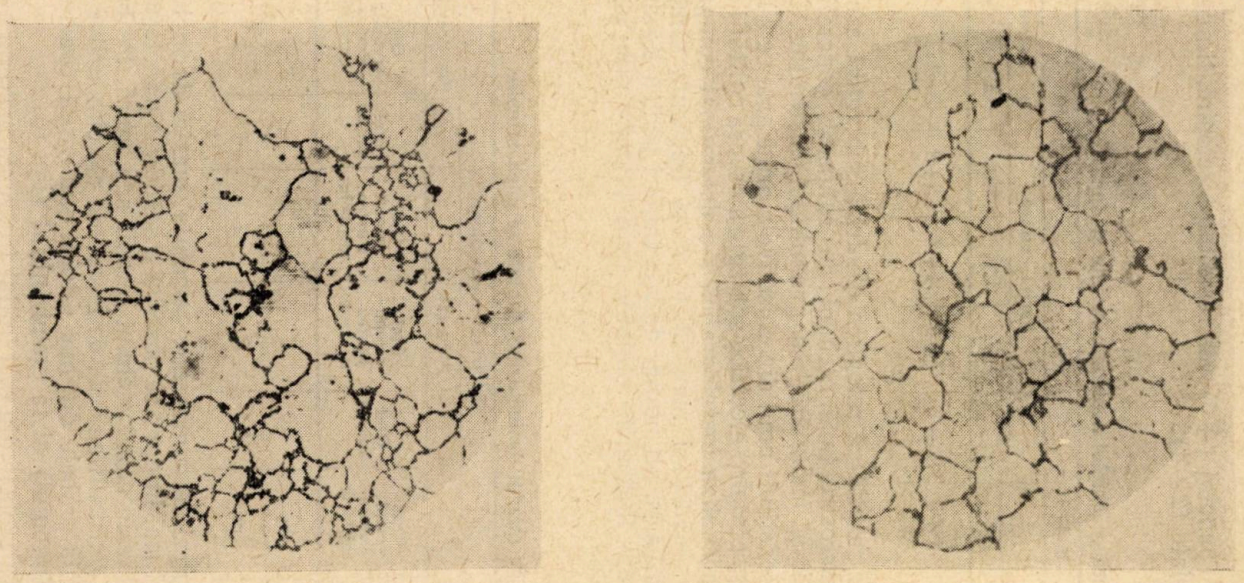
Tabela 5

Punctajul maxim de incluziuni înainte și după retopire

Șarja nr.	Incluziuni nemetalice								
	Plastice			Fragile			Plastice+Fragile		
	Oțel inițial	Oțel retopit Partea extrasă	Oțel retopit Partea mijlocie	Oțel inițial	Oțel retopit Partea extrasă	Oțel retopit Partea mijlocie	Oțel inițial	Oțel retopit Partea extrasă	Oțel retopit Partea mijlocie
A	—	—	—	4,0	2	2,5	4,0	2	2,5
B	—	—	—	4	1,5	2	4	1,5	2
C	—	—	—	4,5	2	2	4,5	2	2

În tabela 5 se prezintă comparativ punctajul maxim de incluziuni stabilit pentru cîmpul cel mai impur ; se observă o scădere a punctajului maxim de incluziuni nemetalice în cazul oțelului retopit sub zgură. Pe baza cercetărilor statistice s-au construit curbele de frecvență ale cîmpurilor cu același punctaj de incluziuni la probele din oțel retopit sub zgură (partea mijlocie și partea extrasă a lingoului) și la oțelul inițial (fig. 6).

Se constată că la probele din oțel inițial frecvența maximă o au cîmpurile cu punctaj 3, în timp ce la oțelul retopit frecvența maximă o au cîmpurile cu punctaj 0,5—1.



a *b*

Fig. 5. Mărimea grăuntelui de austenită al oțelului :
a — inițial (punctajul 1÷6) ; b — retopit (punctajul 2÷4).

La retopirea sub zgură are loc o reducere și o dispersare avansată a incluziunilor nemetalice care apar pe suprafața probei sub formă de particule fine punctiforme, uniform repartizate și cu dimensiuni apropiate (fig. 7), oțelul retopit avînd un grad de puritate mult superior oțelului inițial.

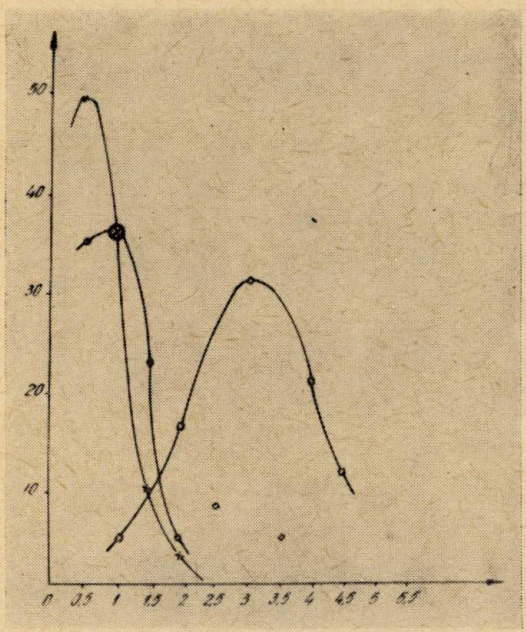
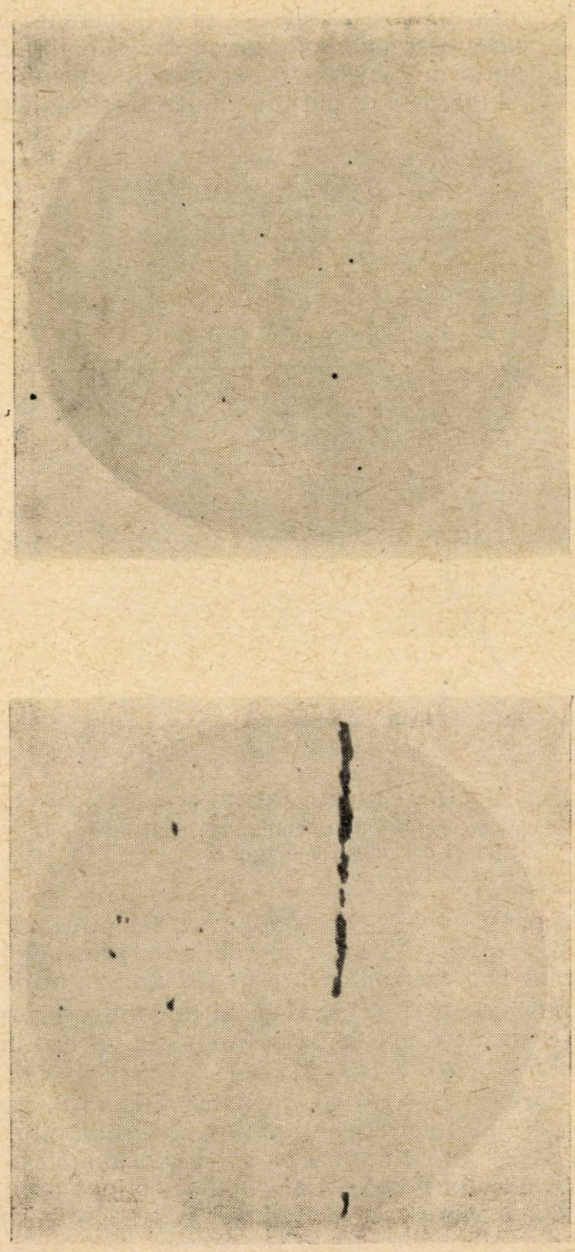


Fig. 6. Curbele de frecvență ale cîmpurilor cu același punctaj de incluziuni nemetalice la oțelul inițial și cel retopit sub zgură.

Pentru a aprecia perspectivele procedeului de retopire sub zgură nu este lipsit de interes să comparăm rezultatele obținute prin acest procedeu cu rezultatele ce se obțin la retopirea cu arc în vid a oțelului de rulmenți.

Din materialele publicate [4] se constată că în ceea ce privește suprafața lingourilor, aceasta nu este mai bună la retopirea cu arc în vid decît cea obținută la retopirea sub zgură (fig. 8).

Segregațiile de carburi (fig. 9) și puritatea (fig. 10) oțelului sînt comparabile cu cele ale oțelului de rulmenți obținuți prin retopire sub zgură. Dacă ținem seama că retopirea cu arc, cu electrod consumabil în vid necesită un utilaj complicat, că prețul de cost al oțelului obținut prin acest procedeu este de cîteva ori mai mare decît a oțelului retopit sub zgură, sînt evidente perspectivele de dezvoltare pe care le are retopirea electrică sub zgură a oțelului de rulmenți.



b

a

Fig. 7. Incluziuni nemetalice :
a — oțel inițial; b — oțel după retopire,

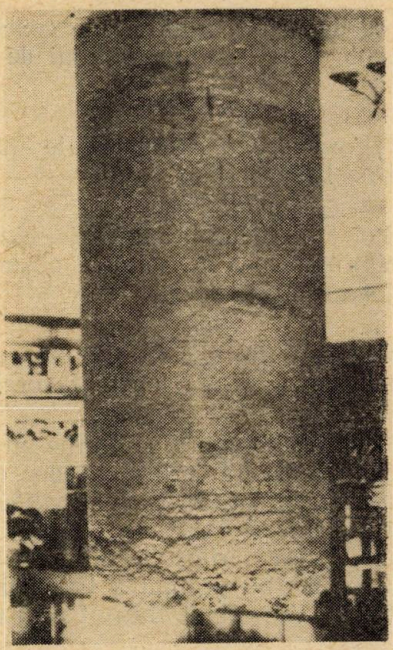


Fig. 8. Lingou obținut prin retopire cu arc cu electrod cosumabil în vid.

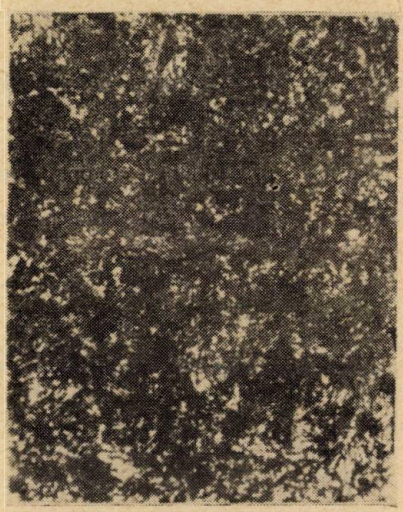


Fig. 9. Segregații de carburi în oțelul de rulmenți obținut prin retopire cu arc cu electrod consumabil în vid.

Fig. 10. Incluziuni în oțelul de rulmenți obținut prin retopire cu arc cu electrod consumabil în vid.

Din cercetările efectuate la ICEM se desprind următoarele concluzii cu privire la influența retopirii electrice sub zgură asupra oțelului de rulmenți :

1) oțelul de rulmenți retopit sub zgură are o compactitate înaltă, porozitatea generală și centrală devenind neobservabilă,

2) segregațiile de carburi la același oțel se reduc la punctaje minime, iar granulația austenitică devine mai uniformă, ceea ce asigură o stabilitate și uniformitate ridicată a proprietăților mecanice,

3) punctajul de incluziuni nemetalice se reduce calitativ prin retopirea în zgură, incluziunile avînd o formă și o așezare foarte favorabilă.

Se poate afirma că prin retopirea electrică sub zgură se obține un oțel de rulmenți cu proprietăți superioare oțelului elaborat prin procedee obișnuite ; primul fiind recomandat la fabricarea rulmenților cu destinație specială, puternic solicitați, cu toleranțe foarte strînse.

Rezultatele care s-au obținut în cursul cercetărilor la ICEM nu au caracter limitativ, eficiența economică a procedeului urmînd a fi verificată prin încercări de durată a rulmenților fabricați din oțelul obținut prin retopire electrică sub zgură.

BIBLIOGRAFIE

1. Paton B. E. ș. a., Dostijenia i perspectivî elektroșlakovogo pereplava, *Stali, 11,* 1001—1005, (1962).
2. Mc Keen W. A. ș. a., Melting alloys by the Hopkins procese. *Metal Progress,* **82,** *3* 86—89 (1962).
3. Tripșa I. și Costescu M., Considerații asupra procesului de retopire electrică sub zgură a oțelurilor. In culegerea *Cercetări Metalurgice* **7,** 1965.
4. Sperner F., Uber das Umschmelzen von Stahl im Vacuum. Lichtbogenofen, *Vacuum Technik, 7* (1962).

Manuscris predat la 7 octombrie 1965.

INTERACȚIUNEA DINTRE FAZELE SOLIDE, ÎN PROCESUL OXIDĂRII SULFURILOR METALELOR GRELE

E. PINCOVSCHI și ANA ZAHARIA

Institutul politehnic „Gheorghe Gheorghiu-Dej"

Într-o lucrare precedentă [1] s-a arătat, pe baza diagramelor fazice, că în procesul oxidării sulfurilor apar o serie de compuși solizi, în proporții variabile, determinate de condițiile de lucru. Acești compuși pot interacționa, modificînd în mod corespunzător compoziția fazei solide.

În cazul oxidării sulfurilor simple modul de interacțiune între fazele solide poate fi dedus din datele diagramelor de oxidare și a diagramelor fazice [1]. Problema se complică în cazul oxidării minereurilor complexe, în special a celor cu mineralizație fin concrescută, cînd interacțiunea dintre fazele solide poate fi pusă mai greu în evidență.

În literatură există numeroase lucrări consacrate modului de comportare a componenților fazei solide în procesul oxidării sulfurilor simple [1]—[22] și relativ puține în legătură cu oxidarea sulfurilor complexe [25]—[29]. Rezultatele obținute sînt adesea contradictorii, ceea ce în mare măsură este legat, după cum s-a mai arătat [1], de caracterul discontinuu al metodelor folosite și de dificultățile legate de analizele fazice ale sistemelor cu mai mulți componenți solizi.

Interacțiunile posibile între diferiți componenți, conform datelor din literatură, sînt prezentate mai jos, după cum urmează [1]—[2]:

reacții directe între sulfură și oxigen,

$$2MeS + 7/2O_2 \rightarrow MeO \cdot MeSO_4^{*}) + SO_2$$

$$MeS + 2O_2 \rightarrow MeSO_4$$

$$MeS + 3/2O_2 \rightarrow MeO + SO_2$$

$$MeS + O_2 \rightarrow Me + SO_2$$

*) În cazul în care rezultă $xMeO \cdot yMeSO_4$, coeficienții se schimbă în mod corespunzător.

reacții între sulfură și compușii intermediari,

$$MeS + 3MeSO_4 \rightarrow 4MeO + 4SO_2$$
$$MeS + MeSO_4 \rightarrow 2Me + 2SO_2$$
$$MeS + 2MeO \rightarrow 3Me + SO_2$$
$$MeS + 3SO_3 \rightarrow MeO + 4SO_2$$

reacții între produșii intermediari,

$$SO_2 + 1/2O_2 \rightarrow SO_3$$
$$Me + 1/2O_2 \rightarrow MeO$$
$$MeO + SO_3 \rightarrow MeSO_4$$

Un tablou sintetic al interacțiunilor posibile între diferiți componenți în procesul oxidării sulfurilor complexe este mai greu de prezentat, datorită diversității reacțiilor dintre componenții respectivi.

Obiectivul principal al prezentei lucrări constă în găsirea unor reguli, cu caracter general, privind modul de interacțiune a diferiților componenți, în diferite intervale (domenii) de temperaturi.

Analiza modului de interacțiune a componenților formați în procesul oxidării sulfurilor se bazează, în mare parte, pe rezultatele prezentate în lucrarea precedentă [1]. Pentru precizarea unor anumite date este folosit calculul termodinamic.

Oxidarea sulfurilor simple

Din analiza diagramelor de oxidare și fazice [1], rezultă că procesul de oxidare a sulfurilor metalelor grele trece prin aceleași etape, caracterizate prin existența următoarelor domenii comune:

Domeniul OA, în care practic nu au loc transformări fazice.

Domeniul AB, în care apar concomitent sulfatul și oxidul metalic, rezultați în urma reacției sulfurii cu oxigenul.

Domeniul BC caracterizat, în general, prin lipsa oricăror transformări fazice.

Domeniul CD, în care apar succesiv sulfatul bazic și oxidul, în urma disocierii sulfatului format în domeniul AB.

Să încercăm să punem în evidență modul de apariție și de interacțiune a fazelor solide în fiecare din domeniile menționate.

În domeniul AB sulfatul și oxidul metalic pot apărea fie independent, în urma reacției directe cu oxigenul:

$$MeS + 2O_2 \rightarrow MeSO_4 \quad (1)$$
$$MeS + 3/2O_2 \rightarrow MeO + SO_2 \quad (2)$$

fie în urma unor reacții indirecte. Astfel sulfatul se poate forma din oxid conform reacțiilor (2)—(4):

$$MeS + 3/2O_2 \rightarrow MeO + SO_2$$

$$SO_2 + 1/2O_2 \rightarrow SO_3 \quad (3)$$

$$MeO + SO_3 \rightarrow MeSO_4 \quad (4)$$

sau dimpotrivă, apariția oxidului este condiționată de formarea, prealabilă a sulfatului. În acest caz pot apărea următoarele posibilități:

sulfatul format conform (1) se disociază [33]

$$MeSO_4 \rightarrow MeO + SO_3 \quad (5)$$

sulfatul format conform (1) reacționează cu sulfura netransformată conform reacției (8)

$$3MeSO_4 + MeS \rightarrow 4MeO + 4SO_2 \quad (6)$$

sau (6), (7)

$$MeSO_4 + MeS \rightarrow 2Me + 2SO_2 \quad (7)$$

$$2Me + O_2 \rightarrow 2MeO \quad (8)$$

Formarea oxidului conform reacției (5) trebuie exclusă, deoarece domeniul AB se află sub temperatura începutului de disociere a sulfatului [1]. De asemenea este foarte puțin probabilă formarea oxidului conform reacției (7), întrucît calculul termodinamic arată că această reacție poate avea loc numai la temperaturi relativ ridicate, cînd sulfatul nu mai este stabil (fig. 5).

Singurele procese termodinamic posibile (fig. 1—4) care pot fi luate în considerare sînt: formarea oxidului conform reacțiilor (2) sau (6) și formarea sulfatului conform reacțiilor (1) sau (4).

Din analiza evoluției fazelor în domeniul AB [1] se desprind unele date care pledează în favoarea formării sulfatului conform reacției directe (1), iar a oxidului conform reacției indirecte (6). Astfel, diagramele de oxidare și cele fazice arată că sulfatul începe să se formeze înainte de începerea degajării bioxidului de sulf în faza gazoasă, degajare care condiționează întotdeauna formarea oxidului metalic. Deci sulfatul

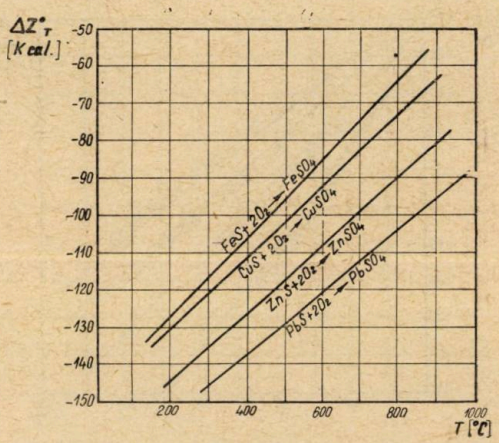


Fig. 1. Variația energiilor libere cu temperatura a reacțiilor $MeS + 2O_2 \rightarrow MeSO_4$.

nu s-a putut forma, cel puțin în perioada inițială, din oxid, acesta fiind inexistent. Trebuie admis așa dar, că formarea oxidului este posterioară formării sulfatului, avînd loc conform reacției (6).

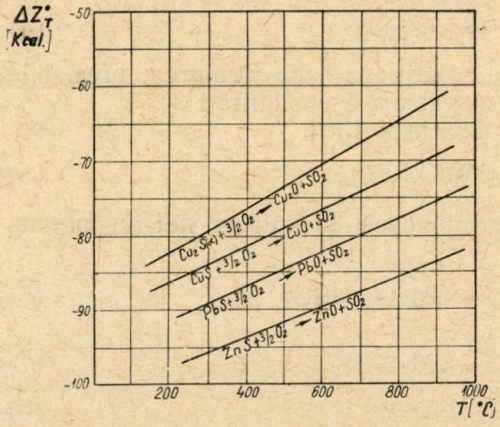


Fig. 2. Variația energiilor libere cu temperatura a reacțiilor $MeS+{}^3/_2O_2 \rightarrow MeO+SO_2$.

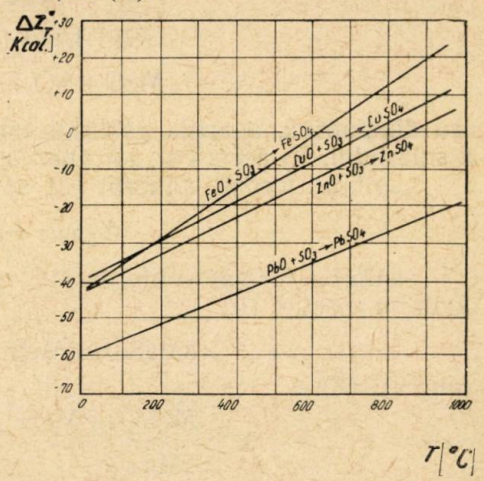


Fig. 3. Variația energiilor libere de formare a reacțiilor $MeO+SO_3 \rightarrow MeSO_4$.

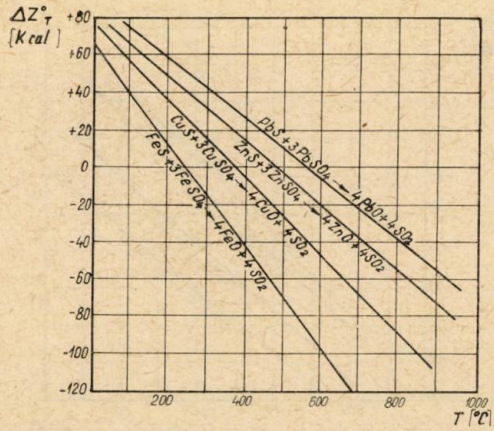


Fig. 4. Variația energiilor libere cu temperatura a reacțiilor $MeS+3MeSO_4 \rightarrow 4MeO+4SO_2$.

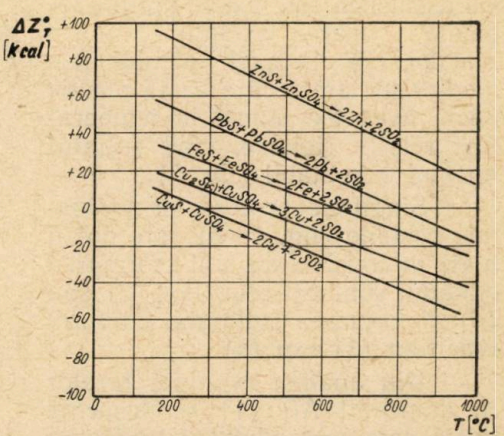


Fig. 5. Variația energiei libere cu temperatura a reacțiilor $MeS+MeSO_4 \rightarrow 2Me+2SO_2$.

Aceste considerații sînt valabile pentru domeniul de stabilitate al sulfatului [1].

Datele experimentale confirmă posibilitatea formării oxidului conform reacției (6). Astfel diagramele din figurile 6—9 arată că începutul reacții-

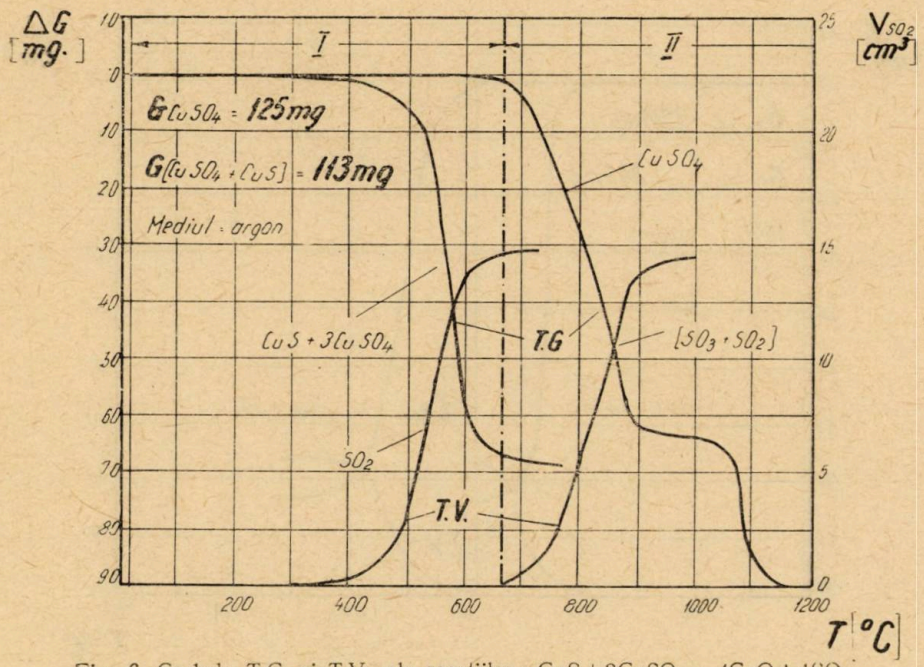


Fig. 6. Curbele T.G. și T.V. ale reacțiilor : $CuS+3CuSO_4 \rightarrow 4CuO+4SO_2$, $CuSO_4 \rightarrow CuO+SO_3$.

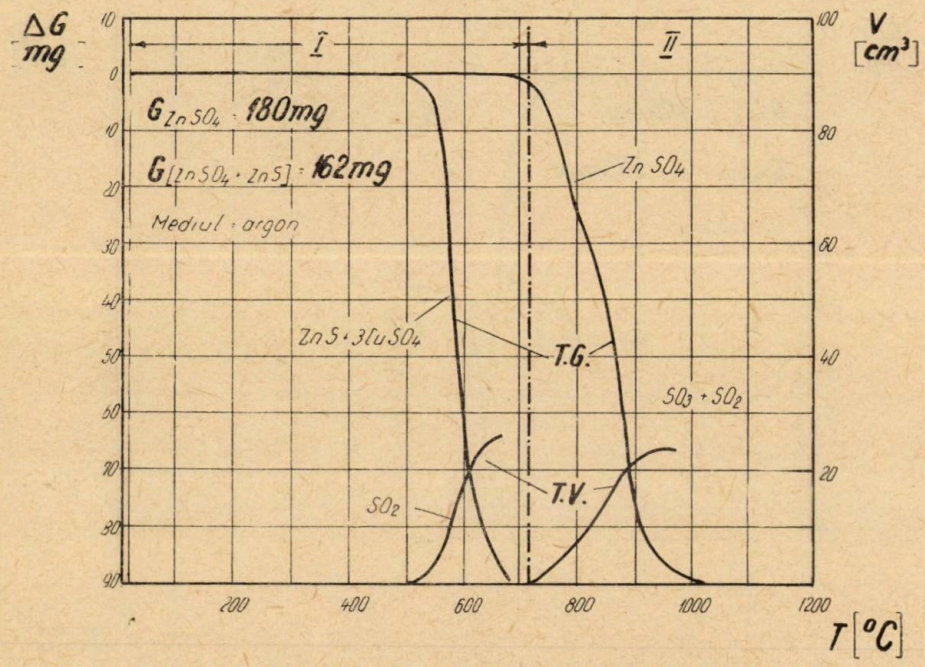


Fig. 7. Curbele T.G. și T.V. ale reacțiilor : $ZnS+3ZnSO_4 \rightarrow 4ZnO+4SO_2$, $ZnSO_4 \rightarrow ZnO+SO_3$.

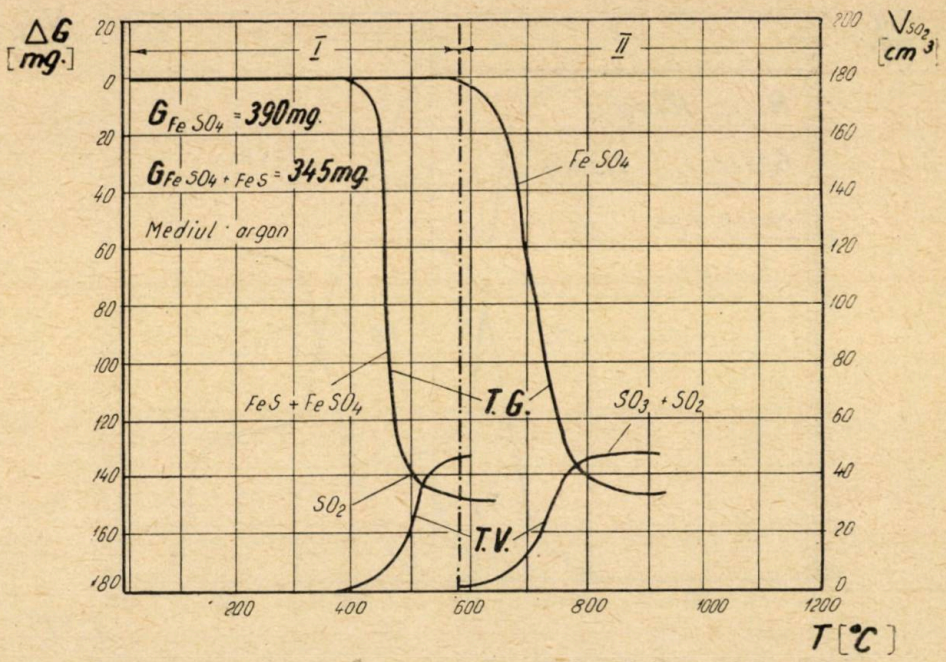


Fig. 8. Curbele T.G. și T.V. ale reacțiilor : $FeS+3FeSO_4 \rightarrow 4FeO+4SO_2$, $FeSO_4 \rightarrow FeO+SO_3$.

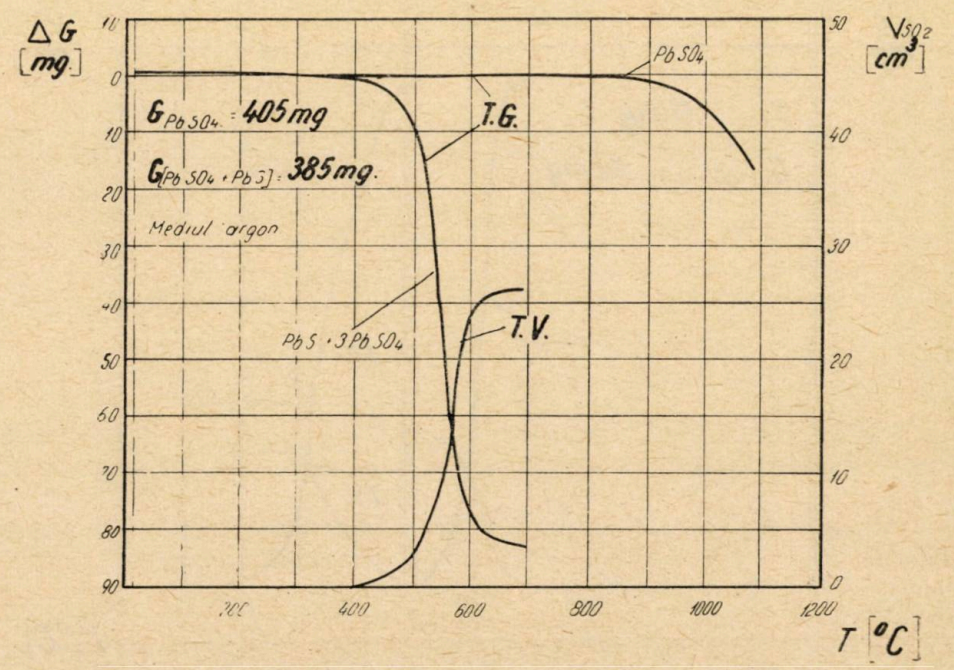


Fig. 9. Curbele T.G. și T.V. ale reacțiilor : $PbS+3PbSO_4 \rightarrow 4PbO+4SO_2$, $PbSO_4 \rightarrow PbO+SO_3$.

lor sulfat-sulfură coincide practic cu începutul degajării bioxidului de sulf în procesul oxidării sulfurilor [1]. Acest lucru poate fi mai ușor urmărit cu ajutorul datelor din tabela 1.

În domeniul CD au loc, după cum s-a arătat, reacțiile de disociere a sulfatului, rezultînd succesiv sulfatul bazic și oxidul metalic.

Din cele arătate mai sus rezultă că, în domeniul de stabilitate al sulfatului, reacțiile cele mai probabile sînt :

$$MeS + 2O_2 \rightarrow MeSO_4$$
$$3MeSO_4 + MeS \rightarrow 4MeO + 4SO_2$$
$$SO_2 + 1/2O_2 \rightarrow SO_3$$
$$MeO + SO_3 \rightarrow MeSO_4$$

Tabela 1

Temperatura începutului degajării bioxidului de sulf (formării MeO), în cazul reacțiilor :
$MeS + 3MeSO_4 \rightarrow 4MeO + 4SO_2$ și
$MeS + 3/2O_2 \rightarrow MeO + SO_2$

Nr crt	Reacția		Temperatura începutului formării $MeSO_4$ (curba TG) °C	Temperatura începutului degajării SO_2-ului (curba TV) °C
1	$FeS + 3/2O_2$	$FeO + SO_2$	320	400
1'	$FeS + 3FeSO_4$	$4FeO + 4SO_2$	—	390
2	$CuS + 3/2O_2$	$CuO + SO_2$	330	330
2'	$CuS + MeSO_4$	$4CuO + 4SO_2$	—	320
3	$ZnS + 3/2O_2$	$ZnO + SO_2$	480	520
3'	$ZnS + 3ZnSO_4$	$4ZnO + 4SO_2$	—	520
4	$PbS + 3/2O_2$	$PbO + SO_2$	440	530
4'	$PbS + 3PbSO_4$	$4PbO + 4SO_2$	—	515

În domeniul de instabilitate al sulfatului pot avea loc reacțiile :

$$MeS + 3/2O_2 \rightarrow MeO + SO_2$$
$$(z+u)MeSO_4 \rightarrow zMeO \cdot uMeSO_4 + zSO_3$$

Oxidarea sulfurilor complexe

Oxidarea minereurilor sulfidice polimetalifere este un proces complex datorită interacțiunii continue dintre produșii de reacție care se succed în timp. Complexitatea acestor interacțiuni este funcție de compoziția minereului și de condițiile în care decurge procesul.

Produșii de reacție pot fi sulfații și oxizii metalici. Prezența acestora condiționează următoarele tipuri de reacții :

I oxizi — sulfați,
II sulfuri — sulfați,
III oxizi — oxizi.

Modul de interacțiune a componenților care fac parte din sistemele de reacții I—III, este funcție de natura componenților și de condițiile în care are loc procesul.

Datele unor studii privind sistemele oxizi-sulfați, sulfuri-sulfați, oxizi-oxizi [23]—[29], ne îndreptățesc să afirmăm că, în anumite condiții, este posibil ca produsele de oxidare a sulfurilor minereurilor complexe să se interinfluențeze, modificînd condițiile cinetice ale procesului global. Afirmațiile unor autori [30]—[32] după care oxidarea sulfurilor care intră în compoziția unui minereu complex are loc ca și cum acestea ar fi izolate între ele, trebuie privite cu anumite rezerve.

Pentru a face o reprezentare cît mai completă a modului în care apar și interacționează fazele solide în procesul prăjirii minereurilor complexe, este necesară studierea reacțiilor individuale aparținînd sistemelor (I—III) prezentate mai sus.

Reacții de tipul „Oxid-sulfat"

Să considerăm reacția generală

$$MeO + Me'SO_4 \rightarrow Me'O + MeSO_4$$

În principiu, această reacție este posibilă în cazul în care energia liberă de formare (ΔZ^0_T) a $MeSO_4$, din MeO și SO_3, este mai mare în valoarea negativă decît energia liberă de formare ($\Delta Z^0_{T'}$) a $Me'SO_4$, din Me'O și SO_3.

Calculul energiilor libere de formare a sulfaților care apar în procesul oxidării piritelor polimetalifere este reprezentat în diagrama din figura 3. Pe baza acestei diagrame sulfații pot fi așezați în scara de sulfatizare în următoarea ordine (crescîndă) a „puterii de sulfatizare" :

$$PbSO_4 < ZnSO_4 < CuSO_4 < FeSO_4$$

Această clasificare arată că sulfatul de fier poate sulfatiza toți ceilalți oxizi prezenți în faza solidă, adică oxizii de cupru, zinc și plumb ; sulfatul de cupru poate sulfatiza oxizii de zinc și plumb, iar sulfatul de zinc poate sulfatiza doar oxidul de plumb.

Pe această bază pot fi scrise următoarele reacții posibile între oxizii și sulfații prezenți în faza solidă :

$$CuO + FeSO_4 \rightarrow CuSO_4 + FeO \qquad (I_1)$$

$$(2FeO + 1/2O_2 \rightarrow Fe_2O_3)$$

$$ZnO + FeSO_4 \rightarrow ZnSO_4 + FeO \qquad (I_2)$$

$$PbO + FeSO_4 \rightarrow PbSO_4 + FeO \qquad (I_3)$$

$$ZnO + CuSO_4 \rightarrow ZnSO_4 + CuO \qquad (I_4)$$

$$PbO + CuSO_4 \rightarrow PbSO_4 + CuO \qquad (I_5)$$

$$PbO + ZnSO_4 \rightarrow PbSO_4 + ZnO \qquad (I_6)$$

Concluziile stabilite anterior, pe baza valorilor energiilor libere de formare a sulfaților, sînt în concordanță cu calculul termodinamic privind reacțiile I_1—I_6. Într-adevăr rezultatele acestor calcule, reprezentate grafic în figura 10, demonstrează următoarele.

1) Sulfatul de fier poate sulfatiza toți ceilalți oxizi prezenți în faza solidă. Urmează în ordine descrescîndă sulfatul de cupru, apoi cel de zinc și în sfîrșit sulfatul de plumb.

2) Puterea de sulfatizare a sulfaților este cu atît mai mare cu cît cationii care iau parte la reacție sînt mai depărtați între ei în scara de sulfatizare. Acest lucru rezultă din compararea valorilor energiilor libere ale reacțiilor I_1—I_6. Astfel energia liberă negativă cea mai mare se obține în cazul reacției I_3, întrucît fierul și plumbul sînt cei mai depărtați în scara de sulfatizare.

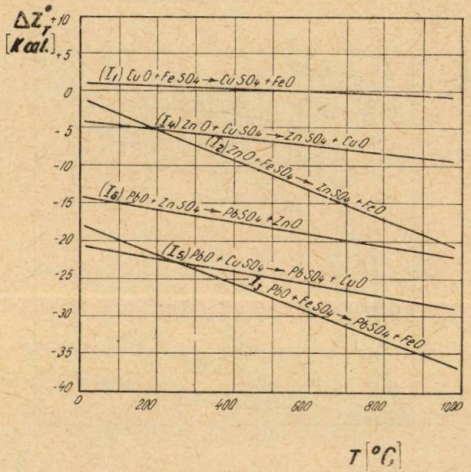


Fig. 10. Variația energiilor libere de formare a reacțiilor : $MeO + Me'SO_4 \rightarrow MeSO_4 + Me'O$.

Domeniile în care pot avea loc reacțiile I_1—I_6 pot fi delimitate cu ajutorul diagramelor fazice și diagramelor de oxidare ale sulfurilor individuale [1]. Aceste domenii sînt reprezentate în diagrama din figura 11. Astfel domeniul în care poate avea loc reacția I_1 este cuprins între 330 °C (temperatura minimă la care poate apărea oxidul de cupru) și 580 °C (temperatura maximă la care poate exista sulfatul de fier). La fel au fost stabilite și celelalte domenii.

Din diagrama 11 se desprind următoarele concluzii cu caracter practic :

1) Reacţiile I_1—I_3 sînt puţin importante, întrucît domeniul lor de desfăşurare este limitat de o temperatură relativ scăzută (580 °C) la care atît randamentul global, cît şi viteza reacţiei de prăjire au valori limitate.

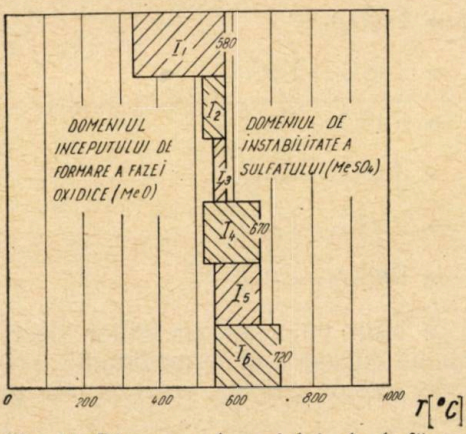


Fig. 11. Diagrama domeniului de desfăşurare a reacţiilor de tipul $MeO + Me'SO_4 \rightarrow MeSO_4 + Me'O$.

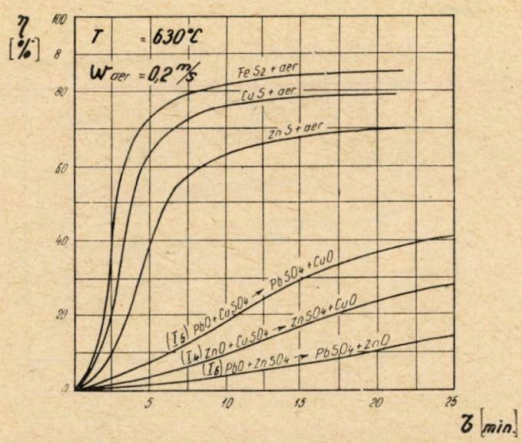


Fig. 12. Variaţia randamentului în funcţie de timp a reacţiilor „oxid-sulfat" comparativ cu cel al reacţiilor „sulfură-aer".

2) Reacţiile I_4—I_5 prezintă interes în anumite cazuri particulare, de exemplu atunci cînd prăjirea minereurilor este condusă sulfatizant. Acelaşi lucru se poate afirma şi în legătură cu reacţia I_6.

Importanţa acestui grup de reacţii este limitată şi din motive de ordin cinetic. Astfel din figura 12 rezultă că în intervalul de temperaturi în care oxidarea sulfurilor este avansată, randamentul reacţiilor I_4—I_6 este scăzut. De aceea influenţa lor asupra desfăşurării procesului global de oxidare a sulfurilor prolimetalifere este relativ scăzută.

Reacţii de tipul „sulfură-sulfat"

Reacţiile dintre sufurile şi sulfaţii care apar în procesul prăjirii piritelor (sau concentratelor polimetalifere) reprezintă o categorie importantă de procese, deoarece ambele faze (sulfuri-sulfaţi) pot interacţiona într-un interval larg de temperaturi, limitat superior de temperatura începutului de disociere a sulfaţilor respectivi.

Condiţiile de desfăşurare a reacţiilor din această categorie au fost puse în evidenţă mai înainte pe baza studiului reacţiei „sulfură-sulfat" cu cation comun [1]. O importanţă similară poate fi atribuită şi sistemelor cu

cationi diferiți, în măsura în care aceste sisteme coexistă în domeniul de temperaturi la care are loc procesul.

Așezarea sulfaților în „scara de sulfatizare" stabilită anterior pe baza calculului termodinamic, permite stabilirea, în primă aproximație, a următoarelor reacții posibile :

$$CuS + FeSO_4 \rightarrow CuSO_4 + FeS \qquad II'_1$$
$$ZnS + FeSO_4 \rightarrow ZnSO_4 + FeS \qquad II'_2$$
$$PbS + FeSO_4 \rightarrow PbSO_4 + FeS \qquad II'_3$$
$$ZnS + CuSO_4 \rightarrow ZnSO_4 + CuS \qquad II'_4$$
$$PbS + CuSO_4 \rightarrow PbSO_4 + CuS \qquad II'_5$$
$$PbS + ZnSO_4 \rightarrow PbSO_4 + ZnS \qquad II'_6$$

Produșii reacțiilor II'_1—II'_6 nu pot fi găsiți ca atare, deoarece formează sisteme de tipul „sulfură-sulfat" cu cation comun. Or, așa cum s-a arătat [1], sistemele „sulfură-sulfat" cu cation comun interacționează conform schemei :

$$MeS + 3MeSO_4 \rightarrow 4MeO + 4SO_2 \qquad (9)$$

cu formare de oxid și degajarea bioxidului de sulf.

Să considerăm de exemplu reacția II'_4 :

$$ZnS + CuSO_4 \rightarrow ZnSO_4 + CuS \qquad (10)$$

Pe măsura formării, sulfatul de zinc și sulfura de cupru reacționează cu produșii inițiali, conform reacțiilor :

$$ZnS + 3ZnSO_4 \rightarrow 4ZnO + 4SO_2 \qquad (11)$$
$$CuS + 3CuSO_4 \rightarrow 4CuO + 4SO_2 \qquad (12)$$

astfel încît produșii finali ai reacției II'_4 sînt practic oxizii metalelor respective. Rezultă că reacția II'_4 reprezintă de fapt una din reacțiile parțiale ale procesului global :

$$ZnS + 3CuSO_4 \rightarrow ZnO + 3CuO + 4SO_2$$

Sistemele de tipul „sulfură-sulfat" cu cation necomun, care se pot forma în procesul oxidării sulfurilor polimetalifere, reacționează deci conform următoarelor reacții globale (fig. 13) :

$$CuS + 3FeSO_4 \rightarrow CuO + 3FeO + 4SO_2 \qquad II_1$$
$$ZnS + 3FeSO_4 \rightarrow ZnO + 3FeO + 4SO_2 \qquad II_2$$
$$PbS + 3FeSO_4 \rightarrow PbO + 3FeO + 4SO_2 \qquad II_3$$
$$ZnS + 3CuSO_4 \rightarrow ZnO + 3CuO + 4SO_2 \qquad II_4$$
$$PbS + 3CuSO_4 \rightarrow PbO + 3CuO + 4SO_2 \qquad II_5$$
$$PbS + 3ZnSO_4 \rightarrow PbO + 3ZnO + 4SO_2 \qquad II_6$$

Stabilirea domeniilor în care pot avea loc reacțiile II_1—II_6 se face pe baza aceluiași raționament ca și în cazul reacțiilor oxid-sulfat", folosindu-se în mod identic diagramele de oxidare ale sulfurilor individuale [1].

Reacțiile de tipul sulfat-sulfură cu cation necomun, influențează în mod esențial cinetica oxidării sulfurilor complexe prin aceea că sulfurile metalice pot reacționa cu sulfații mai activi (cu tensiunea de disociere mai ridicată decît a sulfatului cu cation comun), în conformitate cu poziția lor în „scara de sulfatizare".

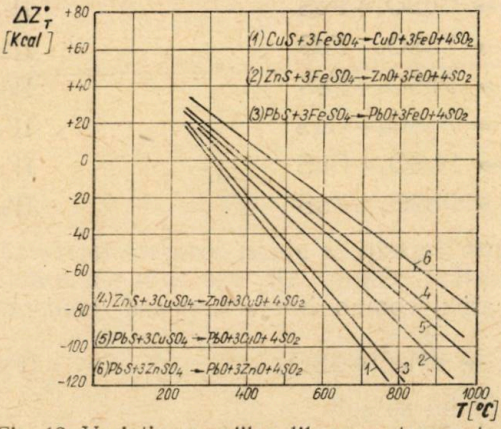


Fig. 13. Variația energiilor libere cu temperatura a reacțiilor $MeS+3Me'SO_4 \rightarrow MeO+3Me'O+4SO_4$.

Această interdependență poate fi pusă în evidență cu ajutorul diagramei de oxidare a unui amestec de sulfuri de fier și cupru (fig. 14).

În domeniul AB are loc disocierea sulfurii de cupru în digenită și sulf. În punctul B începe formarea sulfatului de cupru. În absența sulfurii de fier formarea sulfatului de cupru ar fi trebuit să evolueze conform ramurii ascendente BC [1]. În prezența sulfurii de fier, începînd cu temperatura de 400 °C, panta ramurii ascendente BC ar trebui să crească și mai mult, deoarece la această temperatură începe formarea sulfatului de fier [1]. Totuși în loc de creștere se înregistrează o scădere a pantei curbei. Aceasta se datorește interacțiunii dintre sulfatul de fier în formare și sulfura de cupru nereacționată:

$$CuS+3FeSO_4 \rightarrow CuO+3FeO+4SO_2 \qquad (13)$$

Aproximativ la 480 °C viteza de formare a sulfatului de fier atinge valoarea maximă. Acest lucru duce la o ușoară creștere a pantei curbei pînă în punctul C'. În porțiunea C'B' viteza reacției (13) devine mult mai mare decît viteza de formare a sulfatului de cupru. După punctul B', panta curbei înregistrează din nou o ușoară creștere datorită formării în continuare a sulfatului de cupru. După 670 °C începe disocierea sulfatului de cupru, care se termină în punctul E.

O interdependență asemănătoare poate fi observată și în cazul oxidării unui concentrat zincos provenit de la Leșul Ursului, în care predomină sulfurile de zinc și fier (fig. 15).

Astfel, spre deosebire de cazul oxidării sulfurii de fier izolate, panta AB, care marchează formarea sulfatului de fier, este abia perceptibilă. Acest

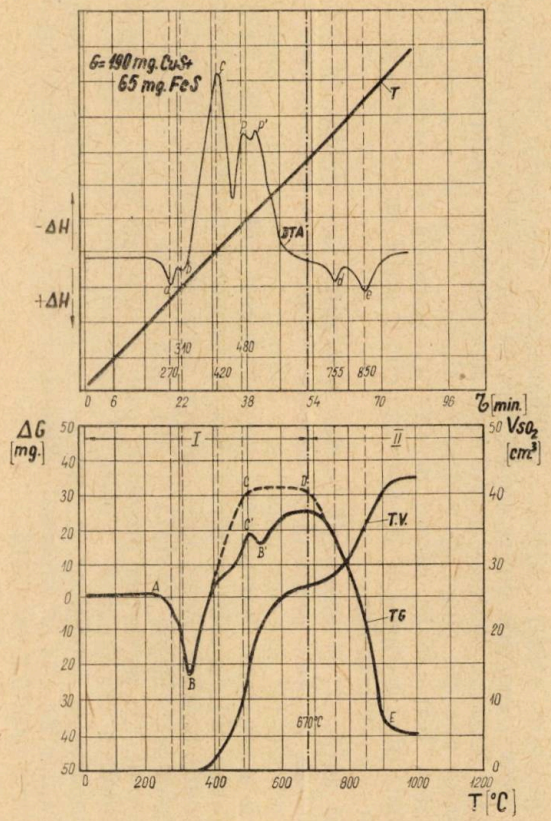


Fig. 14. Oxidarea concomitentă a sulfurilor de cupru (CuS) și fier (FeS).

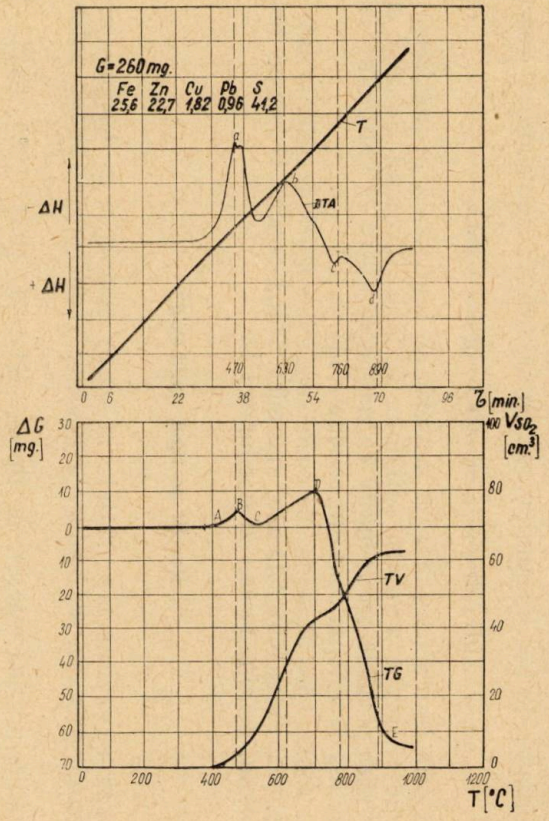


Fig. 15. Oxidarea unui concentrat zincos provenit de la Leșul Ursului.

lucru se datorește faptului că de la o anumită temperatură, pe măsura formării, sulfatul de fier interacționează cu sulfura de zinc conform reacției:

$$ZnS + 3FeSO_4 \rightarrow ZnO + 3FeO + 4SO_2 \qquad (14)$$

Această interacțiune devine deosebit de importantă în porțiunea BC. În punctul C începe formarea sulfatului de zinc. Începutul formării sulfatului de zinc coincide aproximativ cu începutul disocierii sulfatului de fier care încă n-a reacționat conform ecuației (14).

De aceea, spre deosebire de cazul oxidării sulfurii de zinc izolate [1], panta ramurii ascendente CD este mai mică. După punctul D începe disocierea sulfatului de zinc format în porțiunea CD.

Reacții de tipul „oxid-oxid"

Oxizii reprezintă faze stabile în întreg domeniul de temperaturi în care decurge procesul de oxidare a piritelor (sau concentratelor polimetalifere).

Studiile privind reacțiile de tipul „oxid-oxid" [23]—[28], [34]—[36] pun în evidență faptul că oxizii metalici pot interacționa între ei într-un domeniu relativ larg de temperatură, reacțiile decurgînd după unii cercetători în fază solidă [23], [34]—[36] iar după alții, prin intermediul fazei gazoase [25], [27], [28]. În ceea ce privește reacțiile dintre oxizii care apar în procesul oxidării piritelor polimetalifere, importanță practică prezintă în special reacțiile dintre oxidul feric și toți ceilalți oxizi prezenți în faza solidă. Aceasta, deoarece oxidul feric reprezintă principala fază oxidică a procesului atît din punct de vedere cantitativ, cît și în ceea ce privește reactivitatea. Într-adevăr, oxidul de fier reacționează cu oxizii de cupru, zinc, plumb, dînd compuși de tip spinelic numiți feriți, iar cu oxizii de arsen formează arseniați de fier.

Atît feriții cît și arseniații de fier reprezintă faze stabile, în general greu solubile, a căror prezență în cenușile rezultate în urma prăjirii piritelor constituie un neajuns important, întrucît îngreunează valorificarea ulterioară a acestora. Într-adevăr, metalele legate sub formă de feriți nu pot fi extrase din cenușile de pirită decît în proporții neînsemnate, datorită insolubilității feriților. Acest lucru atrage după sine pierderi însemnate în metale neferoase, făcînd totodată inutilizabilă cenușa de pirită pentru obținerea fierului. De asemenea prezența, peste o anumită limită, a arsenului, este prohibitivă din punct de vedere al elaborării ulterioare a oțelului. De aceea cunoașterea condițiilor în care au loc reacțiile de formare a feriților și arseniaților de fier în procesul oxidării piritelor polimetalifere prezintă o importanță practică deosebită.

Formarea arseniaților de fier a fost analizată într-o lucrare precedentă [37].

Stabilirea condițiilor de formare a feriților.

Formarea feriților are loc conform reacției globale :

$$MeO + Fe_2O_3 \rightarrow MeO \cdot Fe_2O_3$$

Studiul reacțiilor de acest tip a fost efectuat încă de Gillisen și Riselberg [36] care au pus în evidență faptul că începînd de la temperatura de 450 °C, stabilitatea feriților scade apreciabil în prezența bioxidului de sulf.

Cercetările ulterioare [38], [39] au arătat că stabilitatea feriților scade mai ales în prezența trioxidului de sulf. În anumite condiții de temperatură, influența trioxidului de sulf poate deveni importantă [39].

Majoritatea cercetărilor sînt consacrate studiului condițiilor și mecanismului formării feriților și în special a feritului de zinc [23], [36], [40]. Feritul de zinc fiind unul din compușii cei mai greu solubili produce dificultăți în exploatarea ulterioară a minereului. Totodată feritul de zinc este un produs cu structură spinelică tipică [23], a cărui studiu ușurează caracterizarea mecanismului general de formare a spinelilor.

În procesul prăjirii piritelor se pot forma, în funcție de condițiile de lucru, feriții de fier, cupru și zinc conform reacțiilor :

$$FeO + Fe_2O_3 \rightarrow FeO \cdot Fe_2O_3 \qquad III_1$$

$$CuO + Fe_2O_3 \rightarrow CuO \cdot Fe_2O_3 \qquad III_2$$

$$ZnO + Fe_2O_3 \rightarrow ZnO \cdot Fe_2O_3 \qquad III_3$$

Calculul energiilor libere de formare a feriților, reprezentat în diagrama din figura 16, arată că aceștia sînt stabili într-un interval larg de temperaturi.

Domeniul de formare a feriților în procesul oxidării piritelor polimetalifere conform reacțiilor III_1—III_3, este limitat inferior de temperaturile începutului de formare a oxizilor respectivi (400, 330 și 520 °C). Punerea în evidență a acestui domeniu cu ajutorul diagramelor T.G. și D.T.A. este îngreunată de faptul că acest domeniu este relativ larg, iar efectul termic al reacțiilor (exceptînd $FeO \cdot Fe_2O_3$) este relativ scăzut, ceea ce face ca pe diagrama DTA acest efect să apară aplatisat și deci necaracteristic. Diagrama T.G. apare practic o dreaptă, deoarece reacțiile de formare a feriților au loc fără variație de greutate. Totuși trebuie semnalat faptul că aproxi-

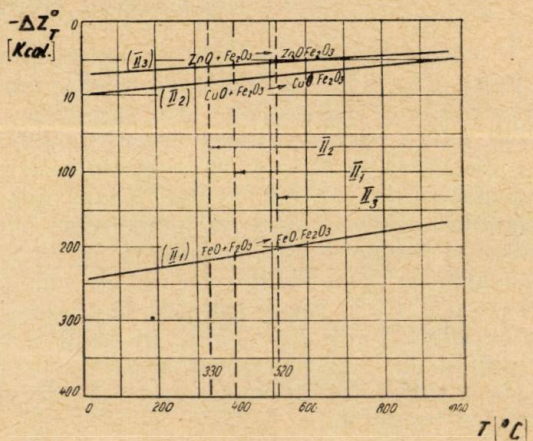


Fig. 16. Variația energiilor libere de formare a feriților.

mativ la temperatura de 670—690 °C, apare pe diagrama DTA un ușor efect termic. Acest lucru l-am pus în legătură cu creșterea bruscă a reactivității oxidului feric, Fe_2O_3, în apropierea acestei temperaturi.

Dacă reacțiile de formare a feriților au loc în fază solidă, atunci creșterea reactivității sistemului $MeO—Fe_2O_3$ în domeniul 670—690 °C, poate fi atribuită unor schimburi structurale ale oxidului feric. Într-adevăr, temperatura de 678 °C (foarte apropiată de intervalul 680—690 °C) reprezintă punctul Curie al oxidului feric [41]. Aceste observații ne îndreptățesc să facem presupunerea că începînd cu temperatura de 680 °C, viteza formării feriților crește apreciabil. Această presupunere a fost verificată de noi pe cale experimentală. Rezultatele sînt reprezentate în figura 17. Alura curbelor confirmă ipoteza făcută anterior.

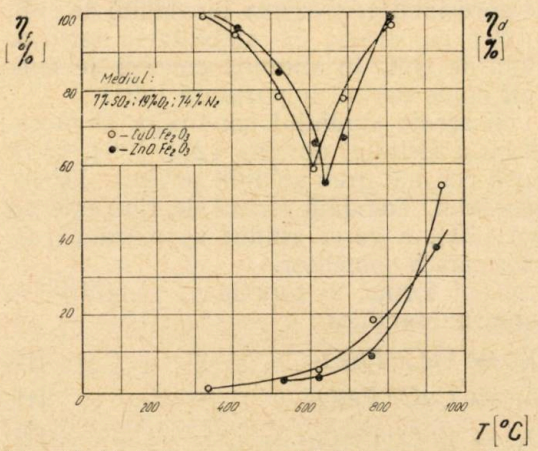


Fig. 17. Variația randamentului de formare și de descompunere a feriților, în funcție de temperatură.

Am arătat mai înainte că stabilitatea feriților scade în prezența trioxidului de sulf [38], [39]. Acest fapt poate fi atribuit acțiunii sulfatizante a trioxidului de sulf:

$$MeO \cdot Fe_2O_3 + 4SO_3 \rightarrow MeSO_4 + Fe_2(SO_4)_3$$

Dacă procesul are loc la o temperatură superioară temperaturii de disociere a $Fe_2(SO_4)_3$ și inferioară celei la care începe disocierea $MeSO_4$, atunci $Fe_2(SO_4)_3$ se descompune la Fe_2O_3, fără a mai reface feritul respectiv. Dacă însă temperatura de lucru depășește limita de stabilitate a $MeSO_4$, acesta se disociază la MeO și în consecință feritul se regenerează. Rezultă că domeniul optim de temperaturi (domeniul în care stabilitatea feriților este minimă), este situat între temperatura vitezei maxime de sulfatizare a oxizilor și temperatura începutului de disociere a sulfaților respectivi. Acest domeniu a fost stabilit de noi pe cale experimentală, fiind situat între 600—630 °C, în cazul feritului de cupru și 620—660 °C în cazul feritului de zinc (fig. 17). Peste 670 °C, în cazul feritului de cupru, și 720 °C în cazul feritului de zinc, (temperaturi care reprezintă limita domeniului de stabilitate a sulfatului de cupru, respectiv de zinc), viteza de formare a feriților devine apreciabilă. Aceasta cu atît mai mult cu cît temperaturile menționate sînt foarte apropiate de punctul Curie al oxidului feric la care, după cum am arătat, reactivitatea acestuia crește.

Rezultă că în procesul prăjirii piritelor polimetalifere, domeniul optim (domeniul formării cantităților relativ reduse de feriți), este limitat superior aproximativ de temperatura de 630 °C, în cazul feritului de cupru, respectiv 660 °C, în cazul feritului de zinc. Peste aceste limite cantitatea de feriți crește continuu cu creșterea temperaturii.

BIBLIOGRAFIE

1. Pîncovschi E., *Studii și Cercetări de Metalurgie*, 10, 227 (1965).
2. Mc Cabe C. L., Morgan T. A., *J. Metals*, *8* 800 A (1956).
3. Thornhill P. G., Pidgeon L. M., *J. Metals*, *9*, 989 (1957).
4. Wadsworth M. E., Leiter K. L., Porter W. H., Lewis T. R., *Trans. Metallurg. Soc. AIME*, *3* 519 (1960).
5. Lewis J. R., Hamilton J. H., Nixon J. C., Graversen C. L., *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng. 182* 177 (1949).
6. Cijicov D. M., Frentz T. S., Tratevitzkaia, *Izvest. Akad. Nauk. S.S.S.R., O.T.N.*, 9 1352 (1949).
7. Cijicov D. M., Frentz T. S., Tratevitzkaia, *Izvest. Akad. Nauk. S.S.S.R., O.T.N.*, 4 523 (1953).
8. Smirnov V. I., *Metalurghia Medi i Nikelea* Metallurghizdat, Moskva 1950.
9. Lemmerling J., van Tigellen A., *Bull. Soc. Chim. Belg.*, *64* 470 (1955).
10. Lefèvre M., Lemmerling J., van Tiggelen A., *Chemie et Ind.*, *78* 107 (1957).
11. Vaniucov A. V., Cijon Cijun-Hua, *Izvest. V.U.Z., Tzvet. met. 2* 29 (1959).
12. Schenck R., Kleischulte H., *Arch. Eisenhüttenwes.*, *31* 451 (1960).
13. Oprea F., *Rudarsko-Met. Zbornik*, *3* 193 (1963).
14. Kellog H. H., *J. Metals*, *8* 1105 (1956).
15. Grigoriu L., Radu S., *Studii și cercetări met.*, *3* 477 (1958).
16. Ostroff A., Sanderson R., *Inorg. nucl. Chem.*, *9* 45 (1959).
17. Okunev A. I., Popovkina L. A., *Tzvet. met.*, *32* 38 (1959).
18. Pincovschi E., *Ses. St. Rep. Chim.* Iași 163 (1964).
19. Safiulin N. S., *Zhur. priklad. Khim.*, *32* 2178 (1959).
20. Uspenski N. F., Diev N. P., *Zhur, neorg. Khim.*, *5* 1022 (1960).
21. Ciufarov G. I., Averbuch B. D., *Zhur. obsc. Khim.*, *19* 857 (1949).
22. Pecicovschi V. V., Zvezdin A. G., Ostrovski S. V., *Zhur. priklad. Khim.*, *36* 1454 (1963).
23. Lindner R., *J. Chem. phys.*, *23* 410 (1955).
24. Schwab G. M., Kohler-Rau M., Ehrenstorfer S., *Reactivity of Solids* 392 (1961).
25. Pozin M. E., Ghinstling A. M., Pecicovski V. V., *Zhur. priklad. Khim.*, *27* 273 (1954).
26. Hedwall T. A., Jander W., Hüttig G., *Z. anorg. Chem.*, *49* 875 (1936).
27. Pozin M. E., Ghinstling A. M., Pecicovschi V. V., *Zhur. priklad. Khim.*, *28* 543 (1955).
28. Pozin M. E., Ghinstling A. M., Pecicovski V. V., *Zhur. priklad. Khim.*, *27* 376 (1954).
29. Durass G. S., Rainov K. K., *Zhur. Vsesoyuz. obsch. im. D. I. Mendeleeva*, *6* 27 (1961).

30. Sabatier G., *Bull. Soc. Franç. Minér. Crist., 79,* 172 (1956).
31. Arsenio T., Sabatier G., *Bull. Soc. Franç. Minér. Crist., 81,* 12 (1958).
32. Levy C., *Bull. Soc. Franç. Minér. Crist. 81* 29 (1956).
33. Tafel V., *Lehrbuch der Metallhütten-Kunde,* Berlin, 1929, (citat).
34. Hedwal T. A., Heuberger T., *Z. anorg. Chem., 135* 49 (1924).
35. Tamman G., *Z. anorg. Chem., 149* 31 (1925).
36. Gillisen R., Rieselberg A., *Trans. Electrochem. Soc., 59* 95 (1931).
37. Pincovschi E., Maxim I., *Studii și Cercetări de Metalurgie* 10, 53 (1965).
38. Margulis E. V., Ponomarev V. D., *Zhur. priklad. Khim., 35* 970 (1962).
39. Vaniucov V. A., Toropova T. G., *Izvest. V.U.Z. Tzvet. met., 1* 66 (1958).
40. Hauffe K., *Reactionen in und an festen Stoffen,* Springer Verlag, Berlin 1955.
41. Rees A. L., *Chemistry of the defect solid state,* Methuen et Co. L.T.D., London 1954.

Manuscris predat la 3 noiembrie 1965.

INFLUENȚA TEMPERATURII DE REVENIRE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ȘI STRUCTURII CRISTALINE FINE ALE OȚELURILOR DUPĂ TRATAMENTUL TERMOMECANIC LA TEMPERATURI SUPERIOARE (TTMTS) EFECTUL „REVERSIBILITĂȚII" TRATAMENTULUI TERMOMECANIC

N. SASSU

Ministerul Industriei Construcțiilor de Mașini

Revenirea după tratamentul termomecanic duce la modificarea proprietăților mecanice și substructurii oțelului. După aplicarea tratamentului termomecanic oțelul păstrează tensiuni remanente destul de ridicate, care coboară rezistența la rupere, limita de curgere și în special elasticitatea oțelului.

Revenirea micșorează, deși nu complet, tensiunile remanente și favorizează creșterea limitei de curgere prin scăderea simultană a rezistenței la rupere. Datorită acestor considerente aplicarea operației de revenire după TTMTS are o deosebită importanță.

1) Influența temperaturii de revenire asupra rezistenței la rupere și plasticității oțelului

În figura 1 se prezintă influența temperaturii de revenire asupra proprietăților mecanice ale oțelului I (tabela 1), după TTMTS, cu o deformare de 85% realizată din două treceri la laminare la temperatura de 950 °C, călire în apă și revenire la 200 °C timp de o oră.

Din figură rezultă că TTMTS micșorează influența temperaturii de revenire asupra scăderii caracteristicilor de rezistență ale oțelului. Indiferent de temperatura de revenire (de la 200 la 400 °C) caracteristicile de rezistență și de plasticitate sînt superioare la epruvetele supuse tratamentului termomecanic, comparativ cu epruvetele supuse tratamentului termic obișnuit (deformare 0%).

Publicat și în „Rev. roum sci. techn. — Métallurgie", nr. 1, 1966.

Tabela 1

Compoziția chimică a oțelurilor cercetate

Denumirea convențională a oțelurilor	Numărul șarjei	Conținutul elementelor în %				
		C	Si	Mn	Cr	Ni
E	3009	0,62	2,16	0,85	⩽0,20	⩽0,20
F	2010	0,59	2,65	0,83	⩽0,20	⩽0,20
I	2273	0,53	1,42	0,89	⩽0,20	⩽0,20
L	2360	0,50	1,71	0,82	⩽0,20	⩽0,20

Rezultatele cercetării au arătat că (și aceasta are o deosebită importanță practică), prin creșterea temperaturii de revenire de la 200 la 400 °C, proprietățile mecanice ale oțelului supus tratamentului termomecanic se micșorează puțin, în timp ce caracteristicile rezistenței (σ_r, σ 0,2 și îndeosebi Sk) ale epruvetelor care n-au fost supuse deformării coboară mult mai accentuat. Astfel, după revenire la 200, 300 și 400 °C, rezistența la rupere a epruvetelor, supuse TTMTS, atinge în mod corespunzător 256 kgf/mm², 242 kgf/mm² și 238 kgf/mm². Prin creșterea temperaturii de revenire de la 200 la 400 °C rezistența la rupere se micșorează numai cu 20 kgf/mm².

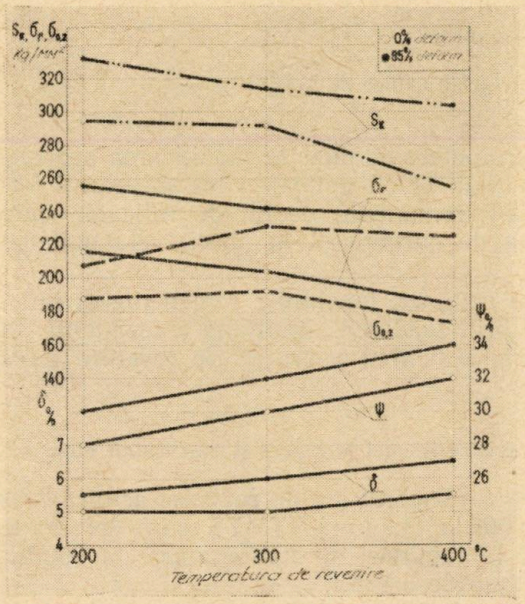


Fig. 1. Influența temperaturii de revenire asupra proprietăților mecanice ale oțelului I după TTMTS : — deformarea 0%, călire la 950 °C, revenire 1 oră; — deformare 85% la 950 °C, călire, revenire 1 oră.

O dată cu creșterea temperaturii de revenire de la 300 la 400 °C se micșorează în mod deosebit limita de rezistență reală (Sk) a epruvetelor nedeformate, care după revenire la 300 °C atinge în medie 290 kgf/mm², iar după revenire la 400 °C coboară pînă la 255 kgf/mm², ceea ce reprezintă o scădere de 35 kgf/mm². In același timp, la epruvetele supuse deformării, micșorarea limitei de rezistență reală a fost de numai 14 kgf/mm².

Prin creșterea temperaturii de revenire de la 200 la 300 °C se observă o considerabilă creștere a limitei de curgere convențională a cărei valoare se apropie de rezistența de rupere. Astfel, limita de curgere convențională

după o deformare de 85%, călire în apă și revenire la 200 °C este egală cu 208 kgf/mm², iar după revenire la 300 °C atinge o valoare de 231 kgf/mm², adică crește cu 23 kgf/mm². Crescînd în continuare temperatura de revenire pînă la 400 °C, limita de curgere convențională se micșorează foarte puțin și practic se menține aproape la același nivel ca în cazul revenirii la 300 °C. Se remarcă faptul că, după revenire la 300 și 400 °C, limita de curgere convențională a epruvetelor supuse TTMTS este mult superioară chiar și rezistenței la rupere a epruvetelor supuse tratamentului termic obișnuit și anume cu 25—40 kgf/mm².

Caracteristicile plasticității oțelului I cresc progresiv prin mărirea temperaturii de revenire. Din figura 1 rezultă că gîtuirea specifică (ψ) crește de la 30%, după revenire la 200 °C, la 34% — după revenire la 400 °C ; de asemenea, la toate temperaturile de revenire (200, 300 și 400 °C) gîtuirea specifică este mai ridicată (după TTMTS) comparativ cu a epruvetelor nedeformate. Alungirea specifică (δ) crește de la 5,5% (revenire 200 °C) la 6,5% (revenire 400 °C) și este superioară față de cea obținută la epruvetele supuse tratamentului termic obișnuit (deformare 0%) și acelorași temperaturi de revenire.

S-au efectuat experiențe prin încercarea la tracțiune mecanică a epruvetelor supuse tratamentului termomecanic și revenirii la 120—140 °C. Aplicarea acestei reveniri joase a dus la micșorarea rezistenței și la ruperea fragilă a epruvetelor. După revenire la temperatura de 100—200 °C, se reduce o considerabilă parte a tensiunilor remanente dar nu în totalitatea lor [1].

2) Influența temperaturii de revenire asupra durității oțelului

Tratamentul termomecanic la temperaturi superioare micșorează influența temperaturii de revenire nu numai asupra micșorării rezistenței ci și asupra durității oțelului.

În figura 2 se prezintă variația durității oțelului E în funcție de temperatura de revenire. Din figură rezultă că indiferent de temperatura de revenire (de la 200 la 400 °C) și gradul de deformare (de la 50 la 85%), duritatea este mai ridicată la epruvetele supuse tratamentului termomecanic în comparație cu cea obținută la epruvetele supuse călirii obișnuite și aceleași temperaturi de revenire. Cu toate acestea, intensitatea scăderii durității, cu creșterea temperaturii de revenire, este aproximativ aceeași după ambele procedee de tratament.

Diferența maximă de duritate după TTMTS (deformare 85%), comparativ cu tratamentul termic obișnuit, se observă în intervalul de temperatură de 300—400 °C, fiind egală aproximativ cu 120 HV~6 HRc.

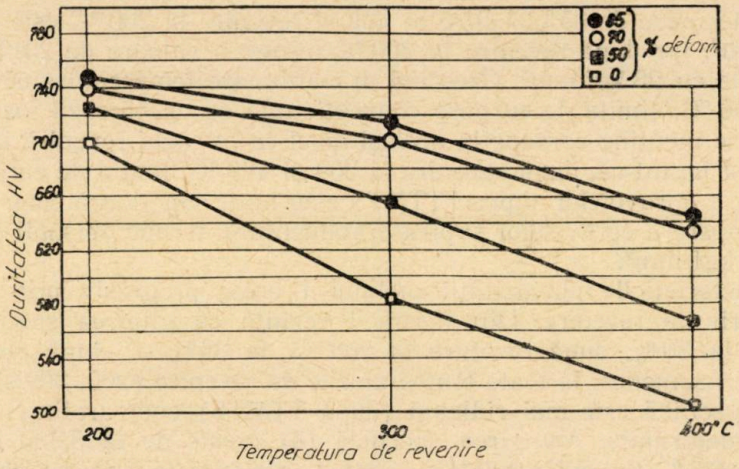


Fig. 2. Variația durității oțelului E în funcție de creșterea temperaturii de revenire după TTMTS :
— deformare 0%, călire la 950 °C, revenire 1 oră; — deformare 50,70 și 85% la 950 °C, călire, revenire 1 oră.

Rezultă astfel că TTMTS exercită o considerabilă influență asupra creșterii și stabilității durității oțelului, adică duritatea ridicată se menține pînă la temperaturi de revenire relativ ridicate.

3) Influența temperaturii de revenire asupra rezilienței oțelului

În lucrarea noastră [2] s-a arătat influența gradului de deformare (prin aplicarea TTMTS) asupra rezilienței oțelului prin menținerea constantă a temperaturii de revenire. Prezintă de asemenea interes practic modul cum influențează creșterea temperaturii de revenire asupra schimbării rezilienței oțelului prin menținerea constantă a gradului de deformare.

În acest scop s-au efectuat experiențe pentru cercetarea influenței creșterii temperaturii de revenire (de la 200 la 600 °C) asupra rezilienței oțelului L, atît după tratamentul termomecanic cît și după tratamentul termic obișnuit. După cum a rezultat prin încercarea epruvetelor la tracțiune (fig. 1) durificarea oțelului, ca urmare a aplicării tratamentului termomecanic, este foarte stabilă și rezistența se menține la un nivel ridicat chiar și după revenire la 400 °C. De aceea, este important să se determine modul în care influențează creșterea temperaturii de revenire asupra schimbării rezilienței. Cu alte cuvinte, să se determine în ce grad efectul de durificare al ecruisării după tratamentul termomecanic se menține prin creșterea temperaturii de revenire (pînă la 600 °C).

Pentru aceasta s-a determinat rezilienţa oţelului L avînd următoarea compoziţie chimică: 0,50% C; 1,71% Si; 0,82% Mn. Epruvetele acestei mărci de oţel au fost supuse TTMTS cu o deformare de 70%, realizată dintr-o singură trecere la laminare la temperatura de 950 °C, după care a urmat răcirea rapidă în apă. Epruvetele de control (deformare 0%) s-au călit de asemenea la temperatura de 950 °C în apă. Toate epruvetele au fost supuse revenirii de la 200 la 600 °C timp de o oră.

În figura 3 se prezintă rezultatele încercării la rezilienţă ale oţelului L. Din figură rezultă că, după TTMTS, prin creşterea temperaturii de revenire în intervalul de la 200 la 600 °C, energia cheltuită la ruperea epruvetelor se schimbă foarte puţin şi există numai tendinţa de creştere a ei. Dacă după revenire la 200 °C ea este egală cu 3,0—3,3 kgm, după revenire la 600 °C creşte neînsemnat şi atinge o valoare de 3,2—3,6 kgm.

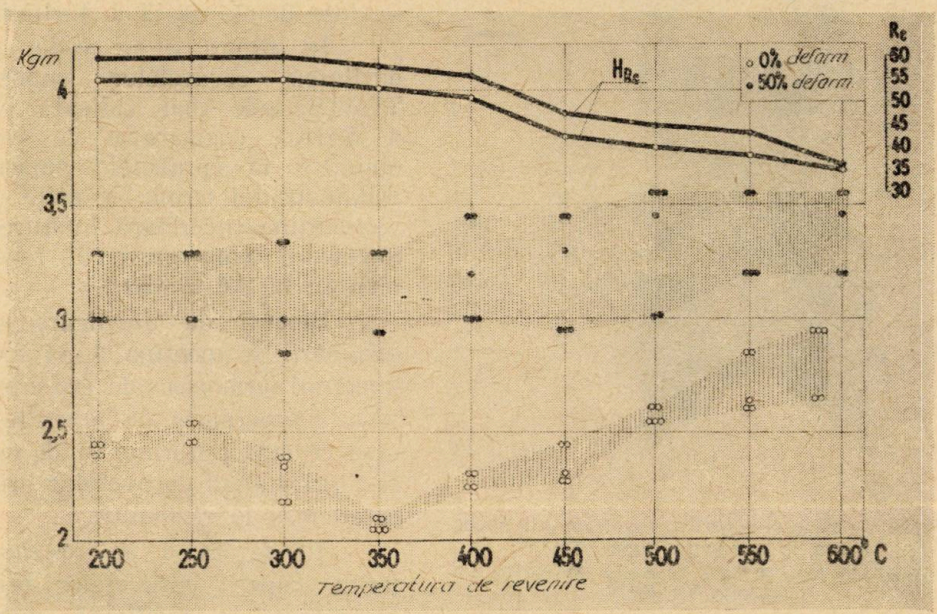


Fig. 3. Influenţa temperaturii de revenire asupra rezilienţei oţelului L după TTMTS: — deformare 0%, călire la 950 °C, revenire 1 oră; — deformare 70% la 950 °C, călire, revenire 1 oră.

Apare evident că după TTMTS chiar şi la temperaturi de revenire joase este posibil să se obţină valori ridicate ale rezilienţei.

După tratamentul termic obişnuit, la toate temperaturile de revenire rezilienţa este mai mică în comparaţie cu cea obţinută după TTMTS. De asemenea în intervalul de temperatură de 250—450 °C se observă tendinţa

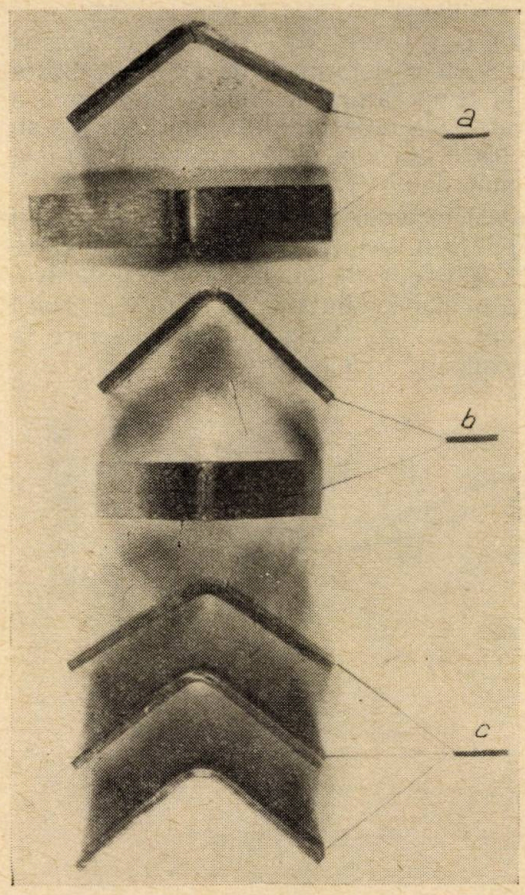


Fig. 4. Caracterul ruperii epruvetelor prin încercarea la rezilienţă după TTMTS:
a — revenire 200—350 °C; b — revenire 400—450 °C; c — revenire 500—600 °C.

de înrăutăţire a rezilienţei epruvetelor de oţel (cu 1,71% Si) care n-au fost supuse tratamentului termomecanic. Scăderea rezilienţei în acest interval este relativ mică şi este posibil să fie în legătură cu zona I de fragilitate.

Într-o serie de lucrări [3], [4], [5] s-a stabilit că siliciul deplasează zona I de fragilitate în domeniul temperaturilor mai înalte (350—450 °C) printr-o scădere neînsemnată a durităţii.

În figura 3 se vede că duritatea epruvetelor supuse TTMTS este mai ridicată cu 4—5 HRc, comparativ cu cea obţinută la epruvetele supuse tratamentului termic obişnuit şi se menţine superioară în întreg intervalul temperaturii de revenire, de la 200 la 600 °C.

Efectul de durificare al ecruisării se menţine după tratamentul termomecanic (cu creşterea temperaturii de revenire), ceea ce este confirmat şi de caracterul ruperii epruvetelor prin încercarea la rezilienţă.

În figura 4 se prezintă forma ruperii epruvetelor prin încercarea la rezilienţă după TTMTS. După cum se vede, în limitele temperaturii de revenire, de la 200 la 350 °C, epruvetele se rup, însă forma rupturii nu este caracteristică fragilităţii deoarece, înaintea momentului de rupere, la epruvete se formează o rază de racordare (fig. 4 a). În limitele temperaturii de aproximativ 400—450 °C epruvetele se îndoiesc, se fisurează, însă nu se rup complet (fig. 4 b). În intervalul de temperatură de la 500 la 600 °C, epruvetele nu se rup sub lovitura ciocanului pendular, se îndoiesc fără să apară fisuri în zona de îndoire (fig. 4 c).

4) Efectul „reversibilității" tratamentului termomecanic

Într-o serie de lucrări s-a arătat că aplicarea tratamentului termomecanic permite să se obțină proprietăți mecanice mult superioare în comparație cu tratamentul termic obișnuit [6]—[9]. Totuși, în acele cazuri, cînd după tratamentul termomecanic se necesită prelucrări mecanice, se întîmpină o serie de greutăți datorită durității ridicate a oțelului (55—60 HRc) ce se obține prin aplicarea acestui nou procedeu de tratament.

Pe baza datelor experimentale obținute în lucrarea noastră, s-a stabilit că dacă, după TTMTS, semifabricatele din oțel se supun unei reveniri înalte și apoi din nou se reîncălzesc la temperatura de austenitizare, cu o menținere minimă de timp la această temperatură, urmată de o răcire rapidă în apă și revenire joasă, proprietățile mecanice nu se micșorează și se mențin egale cu cele obținute direct după tratamentul termomecanic (acesta este așa-numitul efect de „reversibilitate").

Reversibilitatea tratamentului termomecanic deschide mari perspective aplicării în producție a acestei noi metode de tratament, deoarece după operația de revenire înaltă semifabricatele pot fi supuse prelucrării mecanice, iar prin călire ulterioară se obțin aceleași proprietăți mecanice ca și în cazul aplicării directe a tratamentului termomecanic.

Pentru verificarea efectului de reversibilitate, oțelul F (tabela 1) s-a supus tratamentului termomecanic cu o deformare de 50% la temperatura de 950 °C. După aplicarea TTMTS semifabricatele au fost revenite la temperatura de 540—560 °C, timp de o oră (obținîndu-se o duritate de 37—40 HRc), după care s-au încălzit la temperatura de austenitizare de 900 °C cu o menținere de 4—5 min la această temperatură, urmată de o răcire rapidă în apă și revenire la 200 °C timp de o oră, conform schemei din figura 5.

Din figura 6 rezultă că efectuarea tratamentului după această schemă permite atingerea unei restabiliri, aproape complete, a proprietăților mecanice (σ_r =270 kgf/mm²), deoarece rezistența la rupere se micșorează numai cu 5—10 kgf/mm² în comparație cu cea obținută după tratamentul termomecanic (σ_r =275—280 kgf/mm²). Celelalte caracteristici de rezistență ($\sigma_{0,2}$ și Sk) nu se modifică și se mențin practic la același nivel. Indicatorii plasticității își păstrează de asemenea valorile inițiale și anume ψ=30% și δ=6,5%.

Se remarcă faptul că în anumite cazuri particulare (fig. 7), prin aplicarea variantei de tratament după schema din figura 5, caracteristicile de

rezistență ale oțelului sînt superioare în comparație cu cele obținute prin efectuarea tratamentului termomecanic.

După TTMTS, cu o deformare de 70% realizată dintr-o singură trecere la laminare și revenire la 200 °C timp de o oră, rezistența la rupere s-a obținut egală cu 238—252 kgf/mm², iar după regimul indicat în figura 5

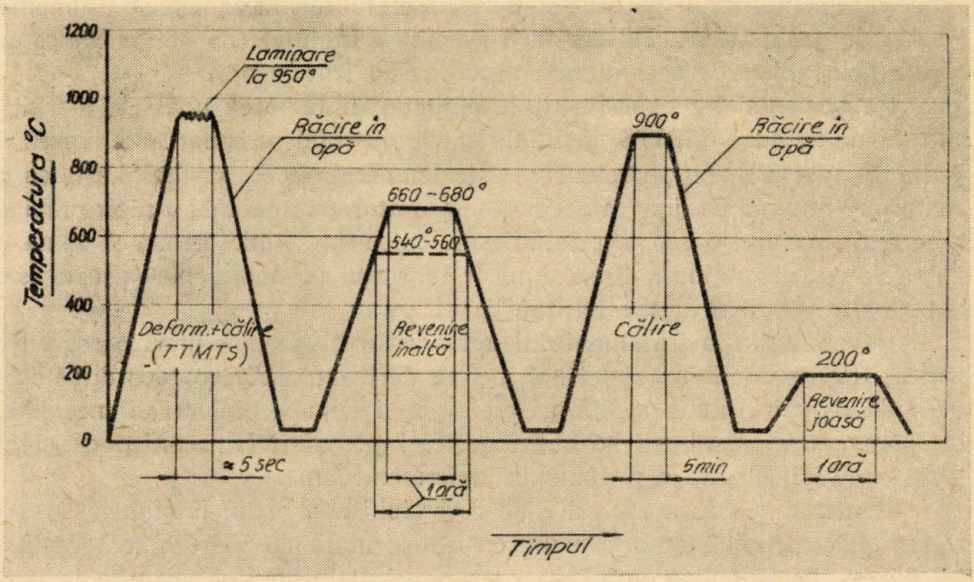


Fig. 5. Schema realizării TTMTS — efectul „reversibilității".

(TTMTS — deformare 70% dintr-o singură trecere, revenire înaltă 540—560 °C o oră, reîncălzire la 900 °C 4 min, călire în apă, revenire 200 °C o oră), rezistența oțelului nu numai că nu se micșorează dar crește și atinge 260—263 kgf/mm², depășind în medie cu 14 kgf/mm² rezistența ce se obține după tratamentul termomecanic.

În lucrările [2], [12] s-a arătat că după o deformare de 70%, în majoritatea cazurilor s-a obținut o scădere a rezistenței și plasticității oțelului, ceea ce poate fi pusă în legătură cu posibilitatea formării unor aglomerări grosolane ale defectelor rețelei cristaline între pachetele de alunecare, datorită unei deformări mari, realizate dintr-o singură trecere, precum și datorită nașterii tensiunilor interne.

Creșterea rezistenței oțelului în comparație cu TTMTS, se poate explica prin faptul că la temperatura de revenire înaltă de 540—560 °C timp de o

oră, are loc micșorarea tensiunilor interne ce s-au format ca urmare a unei deformări mari realizate dintr-o singură trecere la laminare.

Rezultă astfel că este rațional să se folosească schema de tratament din figura 5 și în cazul aplicării TTMTS cu grade mari de deformare realizate dintr-o singură trecere la laminare.

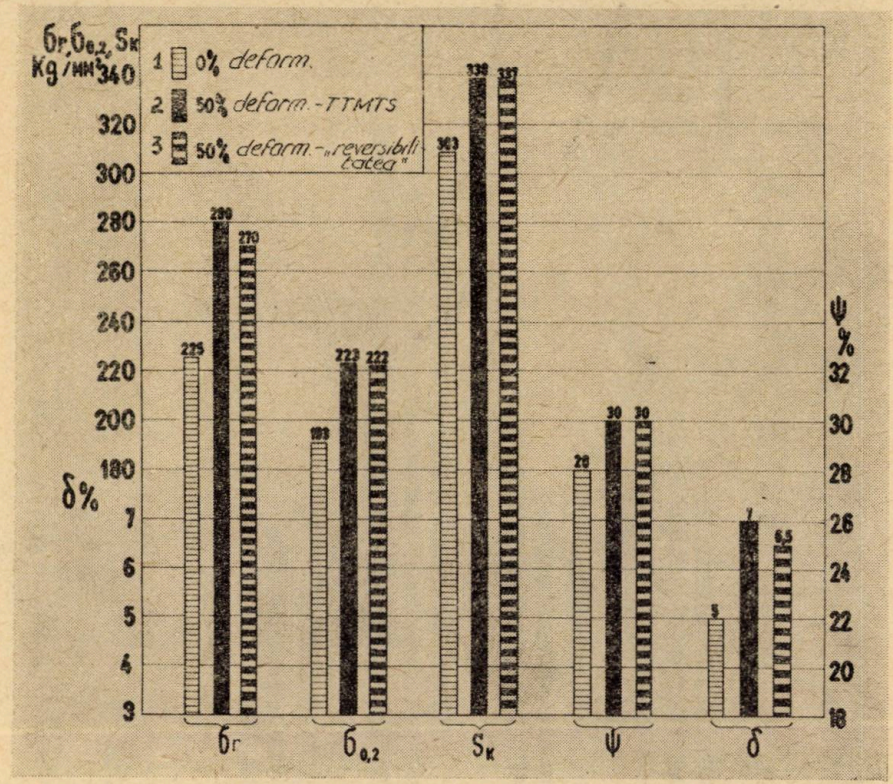


Fig. 6. Proprietățile mecanice ale oțelului F după aplicarea diferitelor regimuri de tratament termomecanic:

1 — deformare 0%, călire la 950 °C revenire 200 °C 1 oră; 2 — deformare 50% la 950 °C, călire, revenire 200 °C 1 oră; 3 — deformare 50% la 950 °C, călire, revenire 540—560 °C 1 oră, reîncălzire la 900 °C 3 min, călire, revenire 200 °C 1 oră.

Pentru determinarea efectului de reversibilitate, epruvetele oțelului F, după TTMTS — deformare 50%, au fost supuse și următorului regim de tratament: revenire la 680 °C timp de 45 min (obținîndu-se o duritate de 30—35 HRc), încălzire la temperatura de austenitizare de 900 °C cu o men-

ținere de 5 min la această temperatură, urmată de o răcire rapidă în apă și revenire la 200 °C timp de o oră, conform schemei din figura 5.

După cum rezultă din figura 8, în acest caz, efectul tratamentului termomecanic se menține numai parțial. După TTMTS, cu o deformare de 50% rezistența la rupere a oțelului atinge 275—280 kgf/mm², iar prin aplicarea

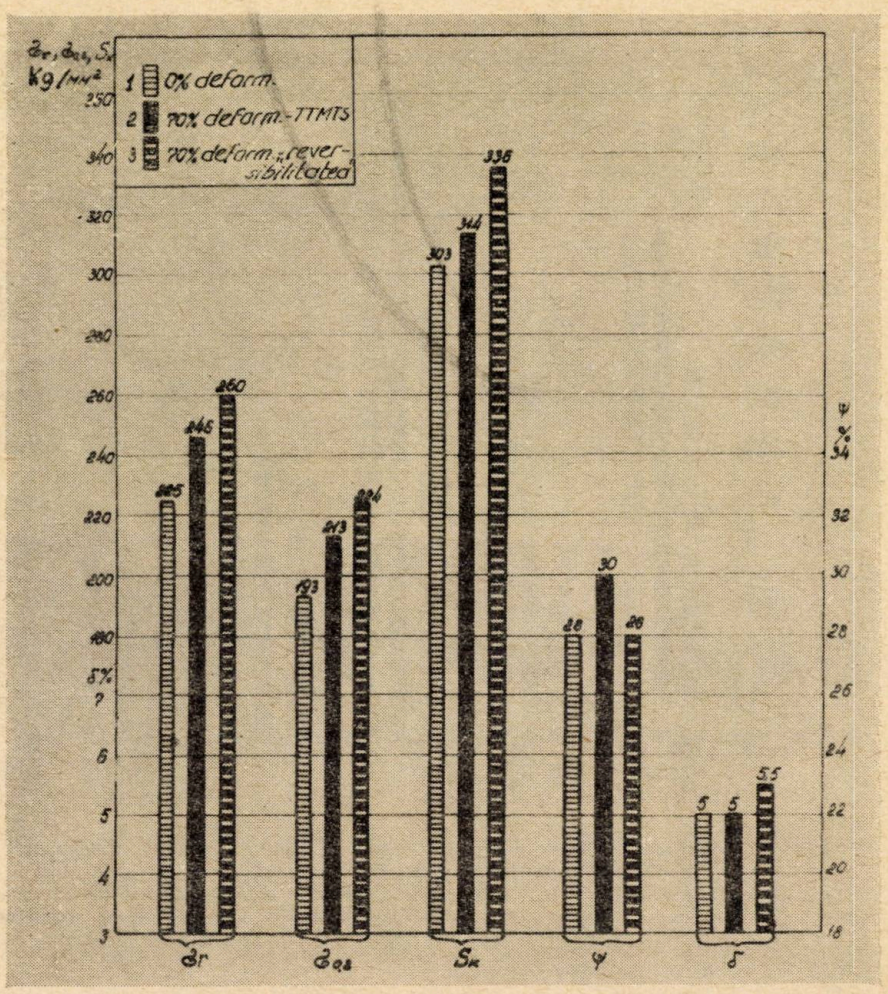


Fig. 7. Proprietățile mecanice ale oțelului F după aplicarea diferitelor regimuri de tratament termomecanic :

1 — deformare 0%, călire la 950 °C revenire 200 ° 1 oră; 2 — deformare 70% la 950 °C, călire, revenire 200 °C 1 oră; 3 — deformare 70% la 950 °C, călire, revenire 540—560 °C 1 oră, reîncălzire la 900 °C 4 min, călire, revenire 200 °C 1 oră.

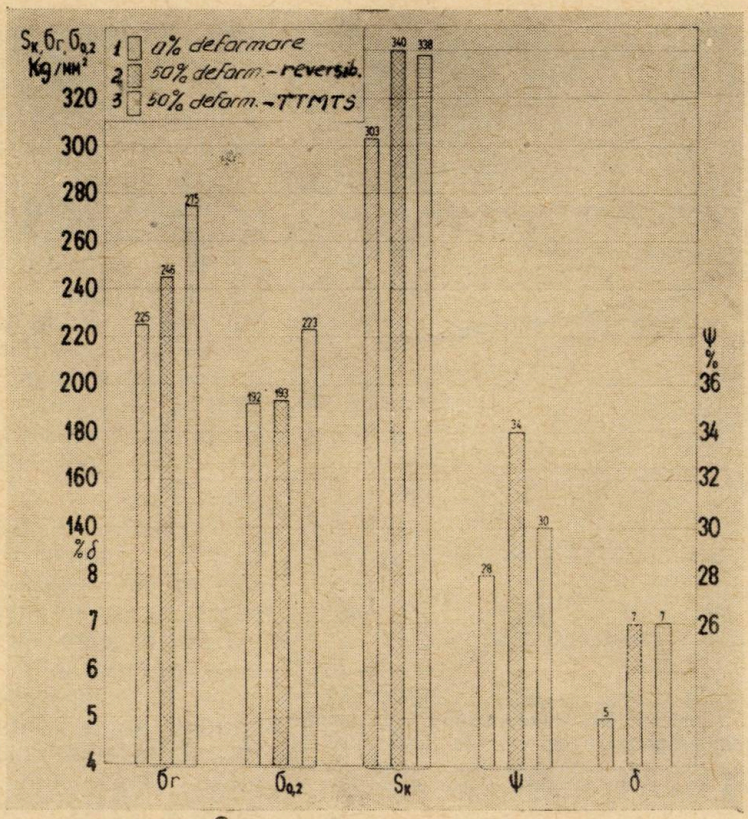


Fig. 8. Proprietățile mecanice ale oțelului F după aplicarea diferitelor regimuri de tratament termomecanic:

1 — deformare 0%, călire la 950 °C, revenire 200 °C 1 oră; 2 — deformare 50% la 950 °C, călire, revenire 680 °C 45 min, reîncălzire la 900 ° 5 min, călire, revenire 200 °C 1 oră; 3 — deformare 50% la 950 °C, călire, revenire 200 °C 1 oră.

revenirii la 680 °C și recălirea semifabricatelor (conform schemei de la fig. 5) scade la 246 kgf/mm², adică se micșorează în medie cu 30 kgf/mm². După cîte se pare, scăderea rezistenței se datorește recristalizării parțiale a oțelului ca o consecință a temperaturii de revenire relativ ridicate (680 °C).

5) Influența temperaturii de revenire asupra schimbării structurii cristaline fine

Menținerea unor proprietăți mecanice superioare, ce se observă după TTMTS prin creșterea temperaturii de revenire, este condiționată de starea structurii cristaline fine a oțelului. De aceea s-au efectuat cercetări pentru studierea structurii cristaline fine, prin folosirea metodelor de roentgeno-

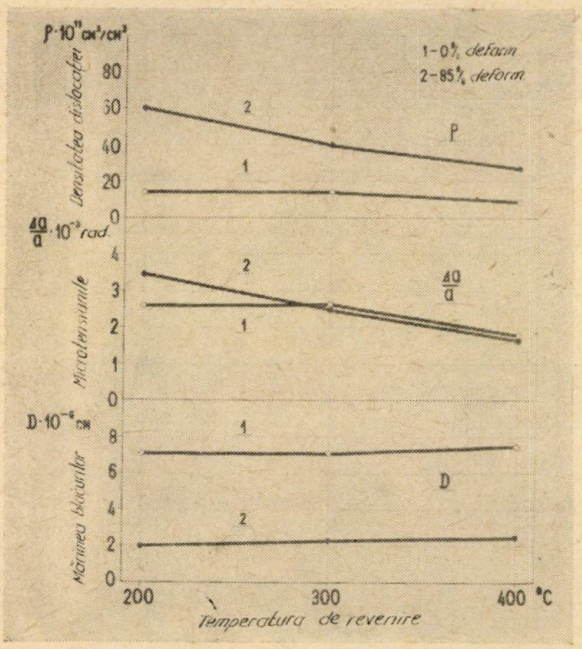


Fig. 9. Variația mărimii blocurilor, tensiunilor de gradul doi și densității dislocației oțelului E în funcție de creșterea temperaturii de revenire după TTMTS: 1 — deformare 0%, călire la 950 °C, revenire 1 oră; 2 — deformare 85% la 950 °C, călire, revenire 1 oră.

grafie. Pregătirea epruvetelor, obținerea roentgenogramelor, precum și prelucrarea datelor obținute, s-a făcut analog celor descrise în lucrarea [2].

În figura 9 și tabela 2 se prezintă variația mărimii blocurilor, tensiunilor de gradul II și densității defectelor rețelei cristaline (dislocației) ale oțelului E, în funcție de creșterea temperaturii de revenire atît după aplicarea TTMTS (deformare 85%) cît și după aplicarea tratamentului termic obișnuit (deformare 0%).

După cum rezultă din figură, valoarea domeniului coerent de dispersie (blocurilor) este mult mai mică la epruvetele care au fost supuse tratamentului termomecanic în comparație cu cea obținută după călirea obișnuită și revenire corespunzătoare. După cum se vede, curba 2 (TTMTS — deformare 85%) se află sub curba 1 la toate temperaturile de revenire, adică mărimea blocurilor după tratamentul termomecanic se menține inferioară (pînă la temperatura de 400 °C) valorii obținute la epruvetele nedeformate.

Prin creșterea temperaturii de revenire de la 200 la 400 °C, mărimea blocurilor crește neînsemnat la oțelul care a fost supus TTMTS. Dacă după revenire la 200 °C mărimea blocurilor a fost egală cu $2{,}05 \cdot 10^{-6}$ cm, prin mărirea temperaturii pînă la 300 °C ea crește la $2{,}33 \cdot 10^{-6}$ cm, iar după revenire la 400 °C atinge valoarea de $2{,}50 \cdot 10^{-6}$ cm.

Mărimea blocurilor la oțelul supus tratamentului termic obișnuit și revenirii la 200—300 °C este egală cu $7{,}14 \cdot 10^{-6}$ cm.

Din figura 9 rezultă că prin creșterea temperaturii de revenire tensiunile de gradul doi (microtensiunile) se micșorează în mod vizibil.

Datele privind variația mărimii blocurilor și a microtensiunilor în funcție de temperatura de revenire concordă cu rezultatele lucrărilor [10], [11], în care se arată că prin revenirea oțelului carbon la 300—400 °C, tensiunile de gradul doi se micșorează în mod simțitor, iar mărimea blocurilor pînă la 350 °C nu se schimbă.

Tabela 2

Rezultatele cercetării structurii cristaline fine ale oțelului E supus tratamentului termomecanic la temperaturi superioare

Denumirea convențională a oțelului	Gradul de deformare (%)	Temperatura de revenire (°C)	Conținutul elementelor în %			$\beta_1 \cdot 10^{-3}$ rad	$\beta_2 \cdot 10^{-3}$ rad	$D \cdot 10^{-6}$ cm	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^{-3}$ rad	$\rho \cdot 10^{11}$ cm²/cm³
			C	Si	Mn					
E	85	200	0,62	2,16	0,85	17,40	37,50	2,05	3,44	6,10
		300				14,10	29,70	2,33	2 52	4,00
		400				11,55	23,10	2,50	1,65	2,70
	0	200	0,62	2,16	0,85	8,50	20,30	7,14	2,60	1,45
		300				8,50	20,30	7,14	2,60	1,45
		400				6,82	15,60	7,46	1,78	0,93

Rezultatele cercetării structurii cristaline fine (fig. 9 și tabela 2) au arătat că tratamentul termomecanic micșorează influența temperaturii de revenire asupra creșterii blocurilor ; acestea se mențin mici chiar și la temperaturi relativ ridicate în comparație cu cele obținute după tratamentul termic obișnuit și aceeași temperatură de revenire. Acest fenomen explică într-o oarecare măsură stabilitatea ereditară a influenței ecruisării și „reversibilitatea" tratamentului termomecanic.

În figura 9 (tabelul 2) se prezintă variația densității defectelor rețelei cristaline a epruvetelor din oțel supuse tratamentului termomecanic și călirii obișnuite, în funcție de creșterea temperaturii de la revenire. După cum rezultă, curba 2 (TTMTS — deformare 85%) se menține deasupra curbei 1 (călirea obișnuită — deformare 0%) la toate temperaturile de revenire.

După tratamentul termic obișnuit și revenire la 200 °C, densitatea defectelor rețelei cristaline a fost egală cu $1{,}45 \cdot 10^{11}$ cm/cm³, iar după tratamentul termomecanic și aceeași temperatură de revenire atinge o valoare de $6{,}1 \cdot 10^{11}$ cm²/cm³, adică este de patru ori mai mare în comparație cu rezultatele obținute după călirea obișnuită.

Prin creșterea temperaturii de revenire pînă la 400 °C, densitatea dislocației se micșorează treptat atît după TTMTS cît și după tratamentul termic obișnuit.

Trebuie subliniat că densitatea defectelor rețelei cristaline, chiar și la temperatura de 400 °C, este superioară la epruvetele supuse TTMTS față de cea obținută la epruvetele nedeformate. Astfel, dacă după tratamentul termic obișnuit și revenire la 400 °C, densitatea defectelor rețelei cristaline a fost de $0{,}93 \cdot 10^{11}$ cm²/cm³, după TTMTS cu o deformare de 85% și aceeași tem-

peratură de revenire este egală cu $2,7 \cdot 10^{11}$ cm²/cm³, fiind mai mare de aproape trei ori față de valoarea ce se obține după călirea obișnuită a oțelului.

Concluzii

1) După aplicarea TTMTS și revenire joasă (200 °C), crește în mod considerabil rezistența la rupere a oțelului prin menținerea unei plasticități satisfăcătoare.

2) Tratamentul termomecanic micșorează influența temperaturii de revenire asupra scăderii caracteristicilor de rezistență. Indiferent de temperatura de revenire (în intervalul de la 200 la 400 °C), rezistența și plasticitatea oțelului sînt superioare la epruvetele oțelului supus TTMTS, comparativ cu valorile obținute după tratamentul termic obișnuit.

3) După TTMTS, o dată cu mărirea temperaturii de revenire de la 200 la 300 °C, rezistența la rupere se micșorează neînsemnat în timp ce limita de curgere convențională crește într-o măsură apreciabilă depășind cu 25—40 kgf/mm², rezistența la rupere a epruvetelor supuse călirii obișnuite și aceleași temperaturi de revenire.

4. Cercetarea diferitelor regimuri de deformare a permis să stabilească efectul „reversibilității" tratamentului termomecanic. Pe baza datelor experimentale s-a stabilit că dacă după aplicarea TTMTS semifabricatele din oțel se supun unei reveniri ridicate de 540—560 °C o oră, la o duritate de aproximativ 37—40 HRc și apoi din nou se reîncălzesc la temperatura de austenitizare de 900 °C cu o menținere minimă de timp la această temperatură (3—4 min), urmată de o răcire rapidă în apă și revenire finală la temperaturi joase (200 °C), proprietățile mecanice nu se micșorează și se mențin practic egale cu cele obținute direct după tratamentul termomecanic.

5) Menținerea caracteristicilor de rezistență după TTMTS, cu creșterea temperaturii de revenire, este condiționată de structura cristalină fină a oțelului. Prin mărirea temperaturii de revenire (de la 200 la 400 °C) valoarea domeniului coerent de dispersie (blocurilor) crește neînsemnat după tratamentul termomecanic.

6) O dată cu creșterea temperaturii de revenire, microtensiunile (tensiunile de gradul II) se micșorează după ambele procedee de tratament.

7) Densitatea defectelor rețelei cristaline se micșorează treptat prin creșterea temperaturii de revenire, atît după TTMTS cît și după tratamentul termic obișnuit. În intervalul de temperatură de la 200 la 400 °C, densitatea dislocației este mai mare la epruvetele supuse tratamentului termomecanic în raport cu cea obținută la epruvetele nedeformate.

8) Rezilienta oțelului se modifică într-o măsură relativ mică prin creșterea temperaturii de revenire în limitele 200—600 °C și este mai mare la epruvetele supuse TTMTS.

În intervalul de temperatură de la 250 la 450 °C, se observă micșorarea rezilienței epruvetelor care n-au fost supuse tratamentului termomecanic. Scăderea rezilienței este în legătură cu fragilitatea de revenire.

9) TTMTS micșorează influența temperaturii de revenire asupra scăderii durității oțelului. Indiferent de temperatura de revenire (de la 200 la 400 °C) și gradul de deformare (de la 50 la 85%), duritatea este superioară (cu 4—5 HRc) la epruvetele supuse tratamentului termomecanic în comparație cu cea obținută la epruvetele supuse călirii obișnuite.

BIBLIOGRAFIE

1. D. A. Prakoşkin, *Trudî Vsesoiuznogo naucinoinjenerno-tehniceskogo obscestva metallurgov*, T. II, Metallurgizdat, 1954.
2. Nicolae Sassu, *Studii și cercetări de metalurgie, 2*, **9**, (1964).
3. S. G. Kişkin, *Izvestia AN SSSR*, ONT *5—6*, **78** (1943).
4. E. Gudremon, *Ucenie o spețialnih staliah, ONTI*, str. 411 (1937).
5. V. D. Sadovsckii i Ciuprakova, *Trudî instituta metallof. i metallurgii UFAN* 6 (1945).
6. J. C. Suhune, V. F. Zackay și D. J. Schmatz, *Transaction of the American Society for Metals*, V 52, 1960, 346—375.
7. M. H. Lips, and H. Van Zuilen, *Metall Progress, 2*, **66** 103—104 (1954).
8. Nicolae Sassu, *Revue roumanie des sciences techniques. Série de Métallurgie, 1*, **10** (1965).
9. R. F. Harvey, *Metall Progress*, **67**, *2*, 119 (1955).
10. M. L. Bernștein, E. L. Demina, K. E. Safonova, *Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov, 1* (1962).
11. G. V. Kurdiumov, *Iavlenia zakalki i otpuska stali*, Metallurgizdat, 1960.
12. Nicolae Sassu, *Studii și cercetări de metalurgie, 2*, **11** (1965).

Manuscris predat la 5 noiembrie 1965.

DESPRE DESFĂȘURAREA PENETRĂRII LA ÎNCERCĂRILE STATICE DE DURITATE

M. RAȚIU

Institutul de metrologie — Secția Timișoara

Asigurarea comparabilității rezultatelor încercărilor de duritate reclamă o reglementare unitară și univocă tot mai strînsă a tuturor elementelor care intervin în măsurarea durității pentru a se putea ridica precizia la nivelul exigențelor tehnicii actuale. Între condițiile de măsurare pentru care încă nu s-a ajuns la o riguroasă delimitare se încadrează definirea cinematică a desfășurării încercării prin fixarea vitezei de încărcare și a duratei menținerii sarcinii aplicate [1].

Lipsa unei reglementări unitare a desfășurării încercării se consideră că se datorește în primul rînd dificultăților de definire a parametrilor cinematici. O urmărire a progresării pătrunderii în timpul încercării (fig. 1) relevă faptul că la așezarea penetratorului cu o viteză inițială de încărcare v_0 — apar următoarele trei perioade distincte de deformare :

zona 1 — o perioadă inițială cu o viteză de deformare ridicată și continuu decelerată,

zona 2 — o perioadă cu viteză de deformare constantă,

zona 3 — o perioadă cu o nouă reducere a vitezei de deformare tinzînd continuu și monoton spre o completă anulare.

Înregistrările executate la încercări după metodele Brinell, Vickers și Rockwell pe plăcuțe etalon din oțel cu diferite durități nominale au identificat toate aceste trei perioade cu aluri diferite în funcție de viteza inițială v_0 și duritatea plăcuței. Aceste faze de altfel apar la orice încercare sub sarcină constantă de lungă durată.

Printr-o serie de încercări pe plăcuțe de duritate executate cu

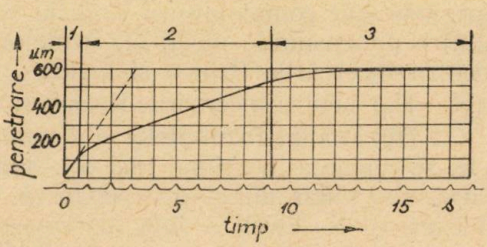


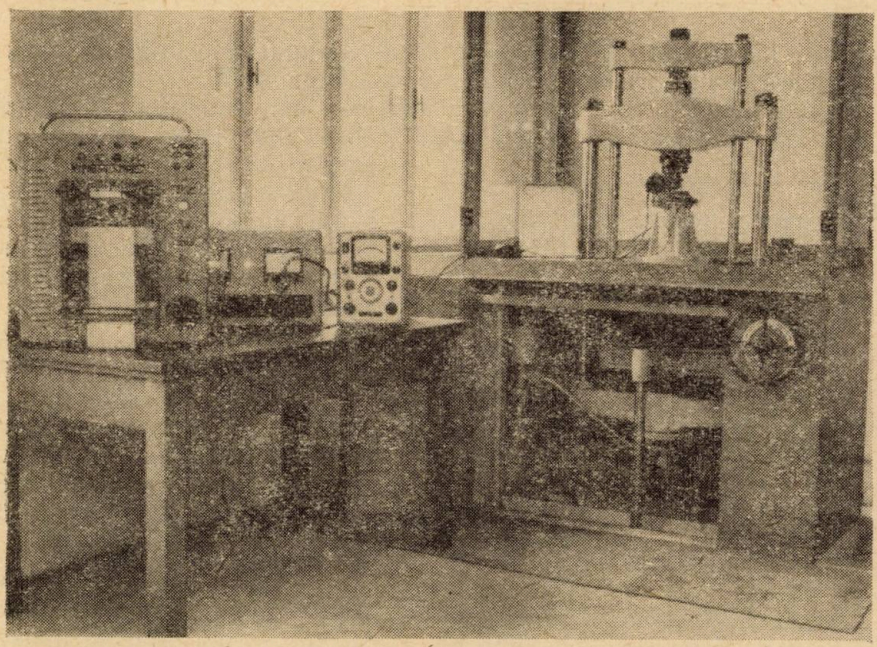
Fig. 1. Diagrama cursă de pătrundere — timp la o încercare de duritate cu încărcare directă (395 HB 10/3000 ; v_0=0,2 mm/s).

aparatele etalon cu încărcare directă, construite la Institutul de metrologie din Republica Socialistă România, s-a urmărit influența variației condițiilor cinematice asupra mărimii durității. Aparatele etalon au asigurat desfășurarea riguroasă a încercărilor în diversele condiții examinate prin dispozitivul lor hidraulic de încărcare complet automatizat [2]. Deplasarea penetratorului este comandată numai de scurgerea uleiului din circuitul hidraulic închis, provocată de deplasarea unui piston care se sprijină pe o camă rotită mecanic. Aparatul etalon nu posedă nici un fel de amortizor mecanic sau hidraulic care să intervină în cursul aplicării penetratorului, menținînd astfel constantă viteza de încărcare inițială v_0 corespunzător pantei profilului camei. Pentru a se ține seama de inerția inerentă a întregului dispozitiv hidraulic, profilele camelor au fost definitivate în baza unor măsurări prealabile a vitezei efective a penetratorului, executate cu ajutorul unui traductor inductiv de cursă prins de masa aparatului (fig. 2), conectat într-o instalație cu înregistrare rapidă fabricație Hottinger. Deplasarea penetratorului a mai fost controlată în prealabil și prin vizare cu un microscop cu spirală Abbé.

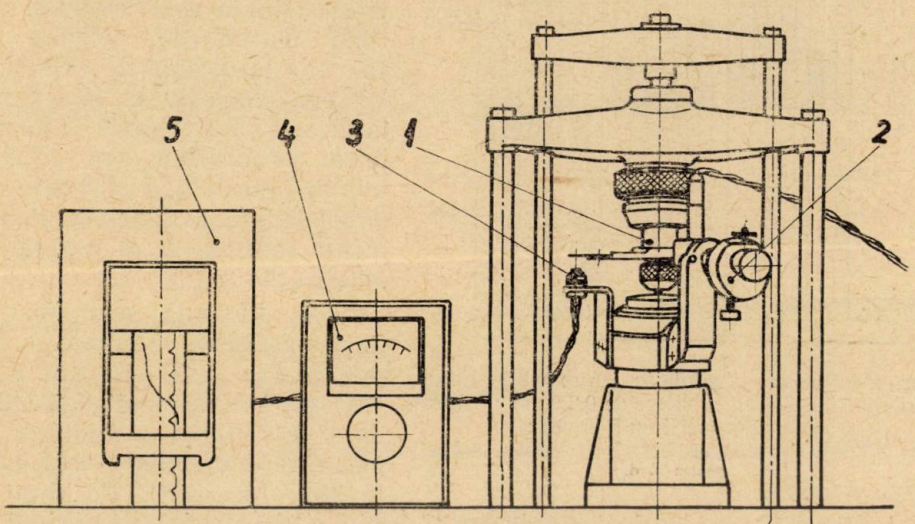
Cu viteze constante de $v_0 = 0{,}2$ mm/s ; 1 mm/s și 5 mm/s s-au executat serii de cîte cinci urme pe plăcuțe etalon Brinell — 10/3 000 ; 5/750 și 2,5/187,5 — și serii de cîte 10 urme pe plăcuțe etalon Vickers 30 kgf și Rockwell C. La toate încercările Rockwell C, viteza de aplicare a sarcinii inițiale — 10 kgf — a fost menținută constantă $v = 1$ mm/s. Durata aplicării sarcinii, evaluată din momentul desprinderii suportului penetratorului de pe pistonul de acționare, a variat între 27 și 32 s în funcție de duritatea plăcuțelor. Distanța dintre urme a fost aleasă astfel încît să se evite orice influență reciprocă, considerent care a determinat de altfel, ca la încercările Brinell să se restrîngă la cinci numărul urmelor. Plăcuțele etalon au fost extrase din loturi de fabricație Werkö.

Rezultatele obținute sînt redate în figurile 3, 4 și 5, indicîndu-se cîmpul de variație și valoarea medie aritmetică a dimensiunii urmelor fiecărei serii — diametrul sau diagonala în μm, respectiv adîncimea în HRC. Pentru restrîngerea diagramei, variațiile dimensiunii urmelor sînt reprezentate ca diferențe față de valoarea medie a urmelor stabilite cu $v_0 = 0{,}2$ mm/s. Diagramele sînt completate cu valorile variabilei Student aferente diferențelor dintre dimensiunile medii ale urmelor : $(d_1 - d_{0,2})$; $(d_5 - d_{0,2})$ și $(d_5 - d_1)$ pentru încercările Brinell și Vickers, respectiv $(H_{0,2} - H_1)$; $(H_{0,2} - H_5)$ și $(H_1 - H_5)$ pentru încercările Rockwell C.

Din analiza rezultatelor și a semnificației statistice a diferențelor dintre ele, se remarcă în primul rînd o influență distinctă între metodele de încercare, sau chiar direct o dependență de mărimea sarcinii. La încercările Vickers și Rockwell o dată cu creșterea vitezei se mărește și dimensiunea urmei, implicînd reducerea durității. În schimb la încercarea Brinell, majorarea urmei la viteze v_0 mai mari apare numai la încercările cu Φ 2,5 mm/187,5 kgf, pentru ca la $\varnothing$ 5 mm/750 kgf aceste creșteri să fie



a



b

Fig. 2. Instalația pentru înregistrarea diagramei cursă de pătrundere-timp, la încercările de duritate:

1 — penetrator; 2 — microscop cu spirală; 3 — traductor inductiv; 4 — punte de măsurare; 5 — aparat înregistrator.

discutabile, iar la ϕ 10 mm/3 000 kgf să se ajungă sistematic la cele mai mici diametre pentru urmele executate cu $v_0 = 5$ mm/s.

Majorările, respectiv diminuările urmelor, sînt condiționate de mărimea durității plăcuței; la durități coborîte influența vitezei este evidentă, pentru ca pe măsură ce duritatea crește diferența dintre dimensiunile urmelor să se reducă. O semnificație statistică se înregistrează numai în cazul cînd se evaluează diferențele față de urmele executate cu $v_0 = 5$ mm/s la: $(d_5 - d_{0,2})$ și $(d_5 - d_1)$, respectiv $(H_{0,2} - H_5)$ și $(H_1 - H_5)$. Diferențele dintre rezultatele obținute cu $v_0 = 0{,}2$ mm/s și $v_1 = 1$ mm/s se încadrează în incertitudinea cîmpului de împrăștiere inerentă seriilor respective.

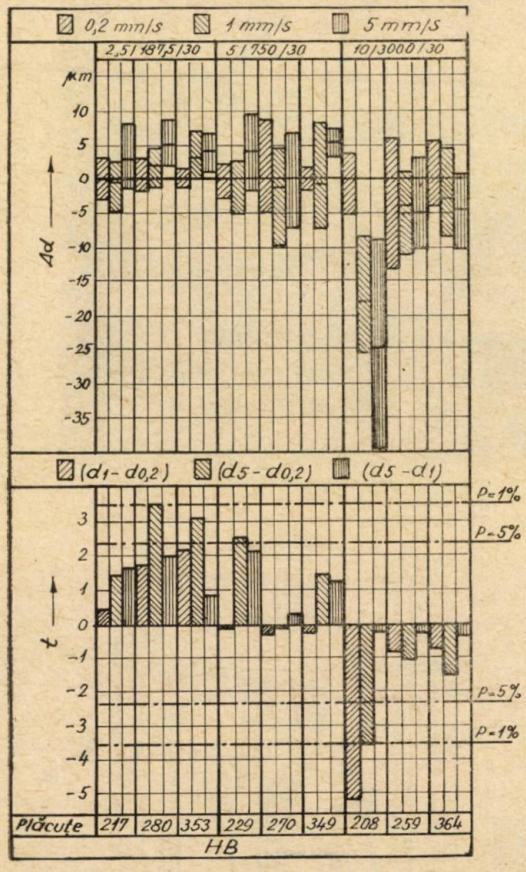


Fig. 3. Influența vitezei de încărcare asupra măsurării durității Brinell cu viteze de 0,2 mm/s; 1 mm/s și 5 mm/s (serii cu 5 urme):
Δ—d — diferențele dintre diagonale; —t— variabila Student pentru Δ d.

Ținînd seama de aceste rezultate, s-a trecut pe aceleași plăcuțe la noi serii de măsurări menținînd de astă dată constantă viteza inițială $v_0 = 1$ mm/s și variind durata de aplicare la 15 s±1 s la încercările Brinell și Vickers, respectiv la 15 s și 5 s la încercările Rockwell C. Rezultatele măsurărilor sînt prezentate în figurile 6, 7 și 8 prin diferențele față de dimensiunile urmelor obținute la o durată de aplicare de 30 s.

O diferență semnificativă între măsurările executate cu durata de 15 s și 30 s nu este relevată de analiza statistică chiar dacă se observă o tendință de majorare a urmelor determinate la 30 s. Încercările Rockwell C cu durata de 5 s evidențiază o reducere sensibilă și sistematică a adîncimii de pătrundere, respectiv o creștere a durității măsurate.

Diagramele cursă de pătrundere-timp, înregistrate la diversele regimuri de încercare examinate, permit să se extindă analiza influenței para-

metrilor cinematici și asupra comportării propriu-zise a straturilor superficiale. În funcție de acțiunea dinamică a încercării se obțin în prima fază pătrunderi mai mari sau mici, totodată însă intervine și un fenomen de ecruizare care se manifestă prin reducerea vitezei de deformare din faza a doua (fig. 9) [4]. Astfel o analiză eminamente mecanică a influenței vitezei [3], [4] nu este confirmată decît parțial, atunci cînd efectul dinamic acoperă acțiunea ecruisării.

La încercările Vickers, Rockwell și Brinell cu ϕ 2,5/187,5 cu viteze $v_0 = 0{,}2$ mm/s și $v_0 = 1$ mm/s, chiar dacă în prima fază apar diferențe între adîncimi, totuși după o aplicare de

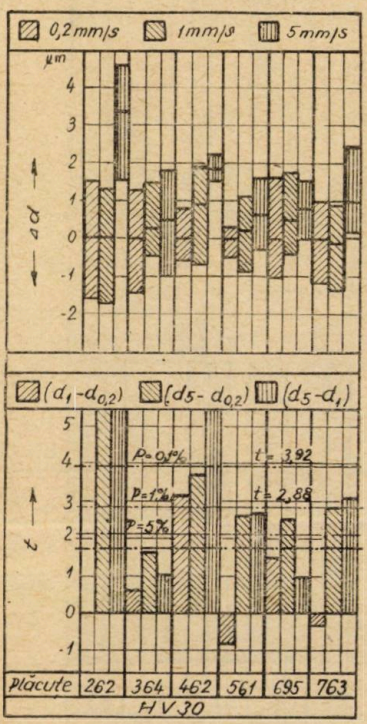


Fig. 4. Influența duratei de încărcare asupra măsurării durității Rockwell C la durate de 5 s, 15 s și 30 s (serii cu 10 urme):

—ΔHRC — diferența dintre durități; —t— variabila Student pentru ΔHRC.

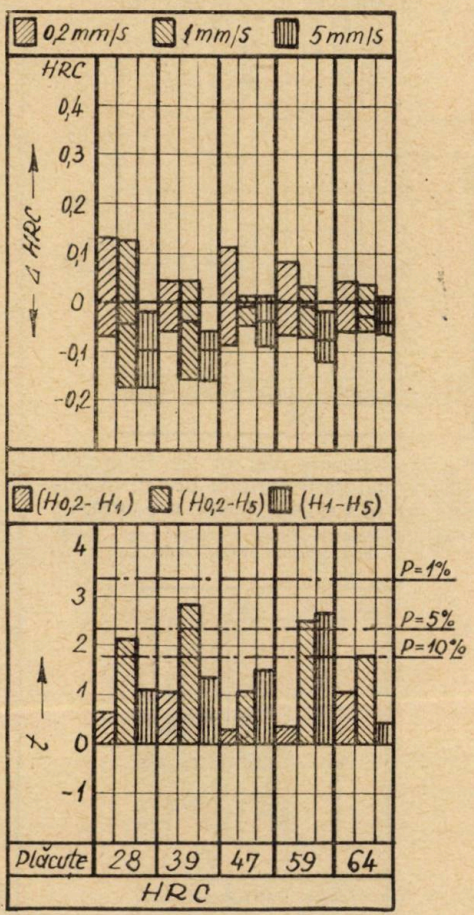


Fig. 5. Influența vitezei de încărcare asupra măsurării durității Rockwell C cu viteze de 0,2 mm/s, 9 mm/s și 5 mm/s (serii cu 10 urme):

—ΔHRC — diferențele dintre durități; —t— variabila Student pentru Δ HRE.

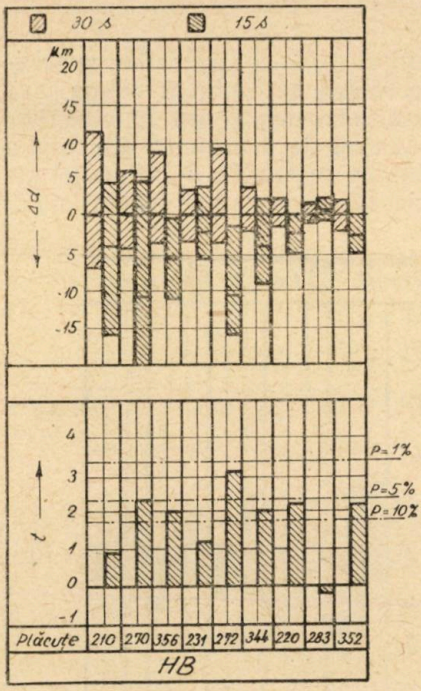


Fig. 6. Influența duratei de încărcare asupra măsurării durității Brinell la durate de 15 s și 30 s (serii cu 5 urme):
—Δd — diferențele dintre diametre; —t— variabila Student pentru Δ d.

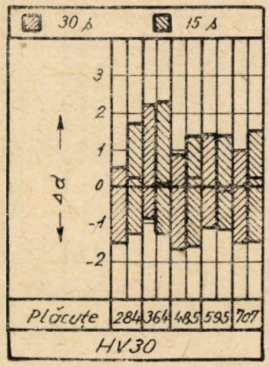


Fig. 7. Influența duratei de încărcare asupra măsurării durității Vickers HV 30, la durate de 15 s și 30 s (serii cu 10 urme):
—Δd — diferențele dintre diagonale,

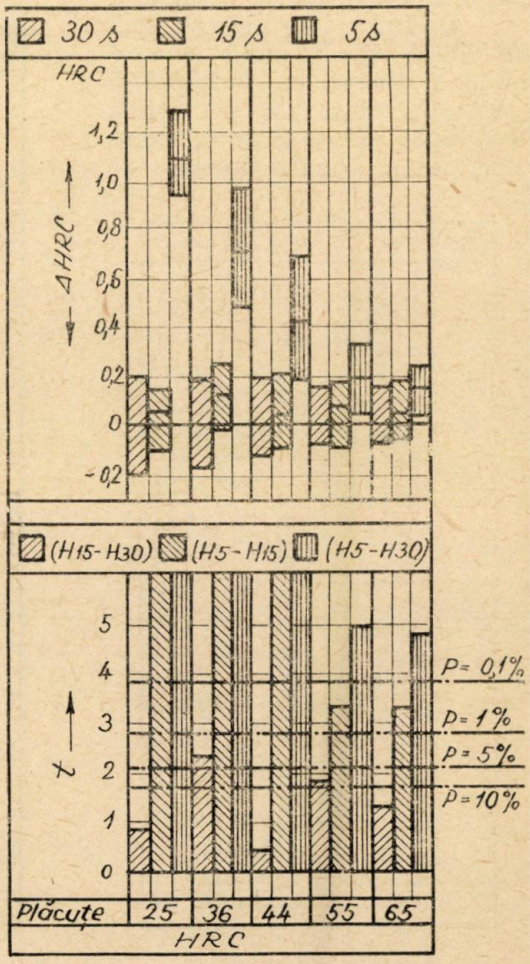


Fig. 8. Influența vitezei de încărcare asupra măsurării durității Vickers HV 30 cu viteze de 0,2 mm/s; 1 mm/s și 5 mm/s (serii cu 10 urme):
—Δd — diferențele dintre diagonale; —t— variabila Student pentru Δ d.

15 s se ajunge la urme cu aceleași dimensiuni, datorită tocmai ecruisării diferite în cele două cazuri. Mai mult chiar, la încercările Brinell 10/3 000, diferențele dintre vitezele de deformare din faza a doua împiedică să se atingă în timp de 30 s cu $v_0 = 5$ mm/s dimensiunile urmelor obținute sub acțiunea sarcinilor aplicate lent cu $v_0 = 0{,}2$ mm/s. Aceste constatări concordă de altfel și cu rezultatele altor cercetători, executate cu diverse metale [5], [8] și cu oțel cu duritate scăzută, susceptibil de ecruisare pronunțată [6]. Lipsa oricărei influențe la duratele de aplicare de 30 s este evidențiată în diagramele înregistrate prin atingerea palierului de cvasistabilizare a procesului de pătrundere, care apare la orice încercare cu $v_0 = 1$ mm/s în curs de 8 s ... 12 s.

În baza rezultatelor măsurărilor se consideră că s-ar putea ajunge la o reglementare unitară a desfășurării încercărilor de duritate Brinell, Vikkers și Rockwell prin fixarea :

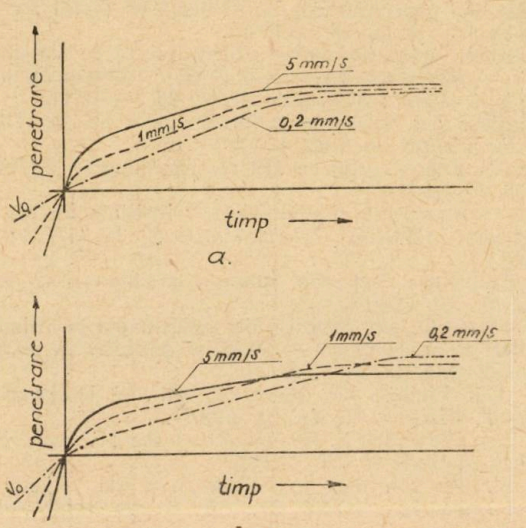


Fig. 9. Diagrama cursă de pătrundere-timp, la diferite viteze de încărcare (schematic) :
a — duritate Vickers, Brinell și Rockwell; b — duritate Brinell HB 10/3000 la oțel ecruisabil.

— unei viteze de încărcare inițială $v_0 = 0{,}8 \ldots 1$ mm/s cu o limită superioară pentru a se evita perturbațiile șocului și cu o limită inferioară pentru a se asigura încheierea procesului de deformare în curs de 15 s chiar și la oțelurile moi,

— unei durate de menținere a sarcinii de 15 ... 20 s pentru orice încercare pe oțeluri după metodele Brinell, Vickers și Rockwell, în vederea unificării și simplificării metodologiei precum și pentru asigurarea comparabilității rezultatelor obținute cu diversele metode statice de încercare a durității.

Impunîndu-se aceste două condiții cinematice, care se pot urmări direct în funcționarea aparatelor etalon și a aparatelor uzuale, se reușește să se reproducă și procesul de deformare în condiții identice pentru straturi superficiale cu aceeași comportare mecanică (aceeași duritate, structură etc.). Evident această reglementare nu asigură și o viteză de deformare constantă — o viteză de încărcare finală, care din punct de vedere fizic este determinantă pentru comportarea metalului [9], [10], dar această viteză prin dependența ei de natura metalului examinat și de momentul măsurării nu este susceptibilă unei uniformizări a condițiilor de funcționare a aparatelor de încercare a durității.

BIBLIOGRAFIE

1. Meyer K., Uber den gegenwärtigen internationalen Stand der technischen Härteprüfung, *Schweizer Archiv* **28** *1* (1962).
2. Rațiu M., Realizarea aparatelor etalon pentru încercarea statică a durității (Rockwell, Vickers). — *Metrologia aplicată, 3* (1956) ; *Comunicări și realizări Institutul de metrologie 1* (1962) ; *Schweizer Archiv* **30** *1* (1964).
3. Krisch A., Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit bei der Härteprüfung — *Archiv für das Eisenhüttenwesen* **32** *10* (1961).
4. Krisch A., Der Eindringvorgang bei der Härteprüfung — *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, **35**, *10* (1964).
5. Smolici S. A., Normalgeräte des Mendelejev Instituts für die Messungen der Härte nach Rockwell (WNIIM) *Trudîi WNIM 50* 39 (1960) ; *VDI — Berichte*, **41**, 141 (1961).
6. Guillery R., Etude sur l'essai de dureté à la bille (Essai Brinell) *Revue de Métallurgie 18*, 101 (1921).
7. Rațiu M. u. Prexl R., Der Einfluss der Belastungsgeschwindigkeit auf die Bestimmung der Rockwellhärte — *Studii și cercetări de metalurgie*, **9**, *2* (1964) ; *Feingerätetechnik*, **13**, *11* (1964).
8. Hormuth K., Der Einfluss der Belastungszeit bei Rockwellhärtemessungen hoher Genauigkeit, *VDI-Berichte 41*, 105 (1961).
9. Marriner R. S., The Practical Realisation of the HV and HR *Scales of Hardness* Laboratory Methods **60** 358 (1959).
10. Marriner R. S., The Precision and Accuracy of the Vickers, *Rockwell and Brinell Hardness Tests Acta IMEKO* **21**, U.K. — *245 Stockholm* (1964).

Manuscris predat la 10 decembrie 1965.

ASUPRA CONCENTRAȚIEI DE SATURAȚIE A PICĂTURILOR DE METAL TOPIT LA SUDAREA CU ARCUL ELECTRIC SUB FLUXURI CERAMICE

T. SĂLĂGEAN, M. HRELESCU și FR. BĂR

Academia Republicii Socialiste România. Centrul de cercetări tehnice, Timișoara

1. Alierea oțelului moale în arcul electric cu scopul de a obține cusături cu însușiri deosebite este o preocupare actuală a cercetătorilor, determinată de complexitatea solicitărilor la care sînt supuse îmbinările sudate. Baza teoretică a alierii oțelului moale în arcul electric o constituie fenomenele de difuzie care au loc între metalul topit și zgura topită, fenomene relativ rapide din cauza condițiilor favorabile din spațiul arcului electric: suprafață relativă de reacție mare în raport cu volumul băii metalice topite, temperatură ridicată și agitare continuă a băii metalice topite. Pornind de la aceste fenomene s-au elaborat relații pentru calculul compoziției chimice a cusăturilor în funcție de compoziția chimică a metalului de bază, compoziția chimică a metalului de adaos și de cantitatea de elemente de aliere introduse în învelișurile electrozilor și în fluxuri [1], [2].

Cercetări recente [3] au introdus în teoria alierii noțiunea de concentrație de saturație a elementelor de aliere [4], [5] în picăturile metalului de adaos, care trec prin spațiul arcului electric de la sîrma de sudură în baia de sudură. Notînd cu Y concentrația de saturație a unui element de aliere în picătură și cu x, concentrația aceluiași element de aliere în flux, teoretic și experimental s-a găsit că între ele există o relație liniară:

$$Y = k \cdot x \qquad (1)$$

în care k depinde de elementul de aliere, de sistemul zgurifiant folosit și de regimul de sudare. Concentrația de saturație, fiind aceea concentrație care ar corespunde la un contact infinit de lung în zgura topită și picătură, este legată de concentrația reală a elementelor de aliere în picătură y tot prin o relație liniară:

$$y = A \cdot Y + B \qquad (2)$$

în care A și B au expresiile :

$$A = \frac{1-\Pi}{1+\varphi}; \qquad B = s\frac{\varphi+\Pi}{1-\varphi}. \tag{3}$$

Constantele Π și φ depind de durata contactului dintre zgura topită și picăturile de metal și, la un regim de sudare dat, au valori bine determinate. În ceea ce privește s, el reprezintă concentrația respectivului element de aliere în metalul de adaos (sîrma de sudură).

Acestea sînt principalele rezultate obținute în legătură cu concentrația de saturație și ele permit dezvoltarea cercetărilor pe care le prezentăm. Înainte de a trece mai departe, reținem că concentrația de saturație s-a determinat experimental de autorii citați [3] astfel : s-a sudat cu o sîrmă în care elementul de aliere avea concentrația s și s-au analizat picăturile obținute. Apoi s-a elaborat o sîrmă de sudură în care elementul de aliere avea concentrația egală cu concentrația din picături. Sudîndu-se cu noua sîrmă, s-au obținut picături mai aliate. Mergînd din aproape în aproape se ajunge, la un moment dat, ca concentrația elementului de aliere în picătură să nu mai crească. Aceasta este concentrația limită. În general, metoda necesită *4...6* sorturi de sîrmă de sudură pînă la atingerea concentrației de saturație.

2. În primul rînd, asupra rezultatelor obținute pînă în prezent, se pot face cîteva observații imediate :

a. Constantele A și B nu sînt independente. Dacă se ține seama de relațiile (3), atunci se vede imediat că între A și B există relația :

$$B = s \cdot (1 - A) \tag{4}$$

b. Concentrația reală a elementelor de aliere în picătura y, variază tot liniar cu concentrația elementelor de aliere din înveliș sau flux (relațiile 1 și 2) :

$$y = A \cdot k \cdot x + B \tag{5}$$

c. Determinarea concentrației de saturație Y se poate face prin o metodă mult mai simplă, care nu necesită elaborări succesive de sîrme cu diverse concentrații și anume : se sudează cu aceeași sîrmă, dar cu două fluxuri ce diferă între ele numai prin concentrația x a elementelor de aliere. Dacă x_1 și x_2 ar fi concentrațiile elementelor de aliere în cele două fluxuri și y_1 și y_2 concentrațiile corespunzătoare în picături la sudarea cu aceste fluxuri, atunci dreapta trebuie să treacă prin punctele de coordonate (x_1, y_1) și (x_2, y_2) și deci va avea ecuația :

$$y = \frac{y_2 - y_1}{x_2 - x_1} \cdot x + \frac{y_1 x_2 - y_2 x_1}{x_2 - x_1} \tag{6}$$

ceea ce înseamnă că :

$$A \cdot k = \frac{y_2 - y_1}{x_2 - x_1}; \qquad B = \frac{y_1 x_2 - y_2 x_1}{x_2 - x_1}. \tag{7}$$

Asociind relațiilor (7) relația (4) se pot calcula toate constantele ce interesează :

$$A = 1 - \frac{y_1 x_2 - x_1 y_2}{s(x_2 - x_1)}$$

$$B = \frac{y_1 x_2 - y_2 x_1}{x_2 - x_1} \tag{8}$$

$$k = \frac{s \cdot (y_2 - y_1)}{s \cdot (x_2 - x_1) - y_1 x_2 + y_2 x_1}.$$

și cunoscînd pe k, se poate calcula concentrația de saturație pentru orice valoare a lui x (relația 1).

3. Să considerăm acum cele două drepte (1) și (5) reprezentative pentru procesul de aliere a picăturilor (fig. 1). Aceste două drepte se intersectează în punctul S (x_0, s). Din punct de vedere fizic punctul S corespunde situației cînd în picătură nu pătrunde element de aliere din flux și nici nu iese din picătură în flux. Numai în acest fel este posibil ca cele două drepte să aibă un punct comun, căci în orice altă situație, variația concentrației picăturii ar diferi cînd picătura ar sta în contact teoretic infinit cu zgura (Y), sau ar avea un contact scurt cu zgura (y). În consecință, în punctul S se realizează echilibrul între concentrația elementului de aliere din sîrmă (s) și din flux (x_0). Din acest motiv ordonata punctului S este chiar concentrația s a elementului de aliere în picătură. Abscisa x_0 a punctului S, arată cantitatea de element de aliere din flux, pentru care se realizează echilibrul chimic între zgură și picătura metalică. Valoarea lui x_0 are o mare importanță și poate fi o caracteristică a alierii în arcul electric pentru sistemul zgurifiant al fluxului. În cele ce urmează x_0 va fi numit concentrație neutră.

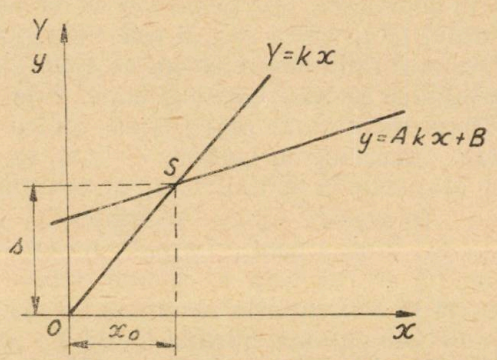


Fig. 1. Dreptele Y=k.x și y=A.k.x+B, reprezentative pentru procesul de aliere a picăturilor în arcul electric.

Să presupunem că într-un flux cu x_0 dat se introduce element de aliere în cantitatea x. Dacă $x > x_0$ atunci elementul de aliere trece din flux în picătură, iar dacă $x < x_0$, atunci elementul de aliere trece din picătură metalică

în zgură. În consecință x_0 determină sensul transferului elementelor de aliere și permite clasificarea sistemelor zgurifiante în două categorii : sisteme zgurifiante cu tendințe de aliere la care x_0 este mic și deci elementele trec ușor spre picătura metalică și sisteme zgurifiante cu tendință spre rafinare la care x_0 este mare și deci elementele din picătura metalică trec în zgură. Este evident că judecarea sistemelor zgurifiante după valoarea lui x_0 este relativă la elementul considerat, un sistem zgurifiant putînd fi apt pentru aliere relativ la mangan de exemplu și apt pentru rafinare față de sulf. În consecință determinarea valorilor lui x_0 relativ la principalele elemente de aliere ce intervin la sudare, pentru fiecare sistem zgurifiant studiat sau aplicat formează o caracteristică importantă atît teoretică și experimentală a sistemului.

4. În cercetările enunțate la pct. 1 și în cursul dezvoltării lor (pct. 2 și 3) atenția s-a concentrat asupra alierii oțelului în stadiu de picătură. Alierea se continuă însă și la nivelul băii de sudură, astfel că compoziția chimică a cusăturii este determinată de : alierea în stadiul de picătură a metalului de adaos, amestecarea metalului de adaos cu metalul de bază în baia de sudură și alierea băii de sudură.

Să considerăm deocamdată baia de sudură ca fiind formată numai de picăturile metalului de adaos, astfel ca influența metalului de bază asupra compoziției chimice a cusăturii să nu joace rol. Acest lucru se poate realiza prin depunerea, una peste alta, a cel puțin trei straturi. În această situație, stratul al patrulea numai este influențat de metalul de bază. Să notăm cu Z concentrația unui element de aliere în cusătură, în cazul în care influența metalului de bază este eliminată. Este evident că și Z va fi o funcție de x. Experiențele arată [6], [7] că, pentru elemente de aliere comune ca mangan, crom, siliciu, carbon, $Z=f(x)$ se poate considera liniară la $Z \leqslant 10\%$, cu aproximație mulțumitoare în cercetări de aliere în arcul electric.

În această situație și dreapta $Z=f(x)$ trebuie să treacă prin punctul S (x_0, s), fiindcă baia e formată din metal topit provenit numai din sîrma de sudură, deci și baia de sudură trebuie să fie în echilibru chimic cu zgura topită la concentrația neutră x_0. Această concluzie permite să se determine și mai simplu concentrația ideală Y : se determină dreapta $Z=f(x)$ cu două fluxuri avînd același sistem zgurifiant dar x diferit și anume x_1 și x_2 cărora le corespunde Z_1 și Z_2. După aceea se determină punctul S, situat la intersecția dreptei $Z=s$ cu dreapta $Z=f(x)$. Avînd punctul S determinat, dreapta $Y=k \cdot x$ se construiește unind originea axelor cu punctul S (fig. 2).

Poziția relativă a dreptelor $Z=f(x)$ și $Y=k \cdot x$ permite să se judece activitatea zgurii topite la nivelul băii de sudură. Astfel dacă la $x>x_0$, $Z''>Y$ (fig. 3) atunci are loc aliere cu elementul respectiv și în baia de sudură. În caz contrar ($x>x_0$, $Z'<Y$), elementul de aliere trece din baia de sudură în zgură, adică are loc o rafinare la nivelul băii de sudură. Așadar, relativ

la un element de aliere dat, distingem sisteme zgurifiante cu „aliere în baie" și sisteme zgurifiante cu „rafinare în baie".

În concluzia părții teoretice, se pot spune următoarele : s-au dezvoltat două metode pentru determinarea dreptei concentrațiilor de saturație, s-a introdus noțiunea de concentrație neutră și s-a stabilit legătura fenomenologică între concentrația de saturație și concentrația în cusătură. În baza noțiunilor de concentrație neutră și concentrație în cusătură, sistemele zgurifiante s-au putut clasifica în sisteme zgurifiante cu aliere în picătură, respectiv în baia de sudură și sisteme zgurifiante cu rafinare în picătură, respectiv în baia de sudură.

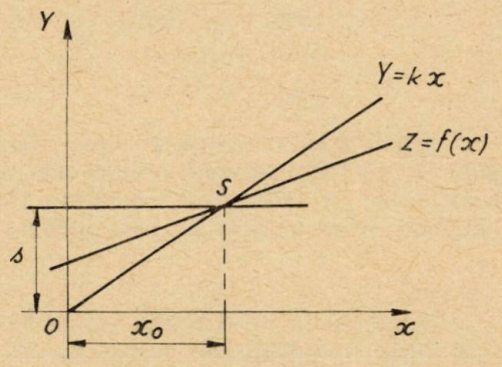


Fig. 2. Determinarea dreptei concentrațiilor de saturație folosind concentrația elementelor de aliere în cusătură cu eliminarea influenței metalului de bază.

5. În cercetările experimentale s-au urmărit mai multe obiective :

a. S-a urmărit verificarea determinării concentrației de saturație folosind alierea în cusătură, pentru că această metodă elaborată de noi, este cea mai expeditivă. Din literatură [3], am găsit date referitoare numai în ceea ce privește alierea cu mangan și anume, folosind fluxuri ceramice numai cu fluorină, s-a găsit pentru dreapta concentrației de saturație ecuația :

$$Y = 0{,}22 \cdot x \qquad (9)$$

Metoda folosită a fost cea descrisă la pct. 1.

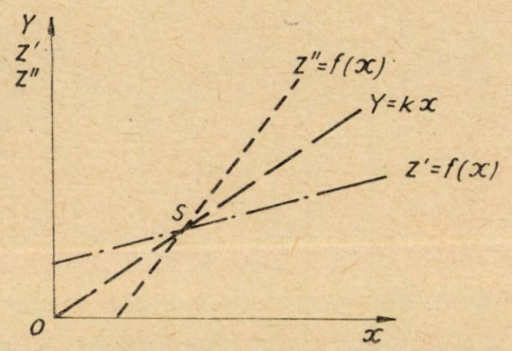


Fig. 3. Situația sistemelor zgurifiante cu „aliere în baie" (Z'') și cu „rafinare în baie" (Z') față de dreapta concentrațiilor de saturație.

Noi am pregătit patru fluxuri ceramice formate din fluorină și mangan metalic, la care concentrația x în mangan metalic a variat în proporțiile arătate în tabela 1. Cu aceste fluxuri s-au depus straturi unul peste altul, păstrîndu-se același regim de sudare în toate cazurile și anume : I_s (curentul de sudare) $= 300 \pm 10$ A ; U_a (tensiunea arcului) $= 30 \pm 1$ V. Analizînd conținutul în mangan în stratul al patrulea, s-a găsit Z pentru fiecare flux.

Rezultatele se văd tot în tabela 1. La sudare s-a folosit sîrmă de 3,25 mm diametru, din oțel moale, la care concentrația în mangan era s=0,48%.

Tabela 1

Concentrațiile x și Z în cazul manganului la fluxuri cu fluorină

x%	3,6	7	9	15
Z%	1,14	3,52	4,90	10,20

Dacă trasăm relația Z=f(x) (figura 4 linie întreruptă) se observă că pînă la x=10% această relație este practic liniară (linia plină), ceea ce corespunde cu datele citate anterior. Determinînd dreapta concentrațiilor de saturație (linie punctată) după metoda la pct. 4, se găsește ecuația :

$$Y=0{,}200 \cdot x \qquad (10)$$

care acoperă cu aproximație foarte bună cele găsite prin cealaltă metodă, dată fiind complexitatea proceselor la sudarea cu arcul electric.

Mai observăm că sistemul zgurifiant format numai din fluorină este un sistem zgurifiant cu mare activitate de aliere la nivelul băii de sudură în cazul manganului, fiindcă Z este mai mare ca Y la $x>x_0$. Reținem încă că $x_0=2{,}4\%$ Mn la sistemul zgurifiant format numai din fluorină.

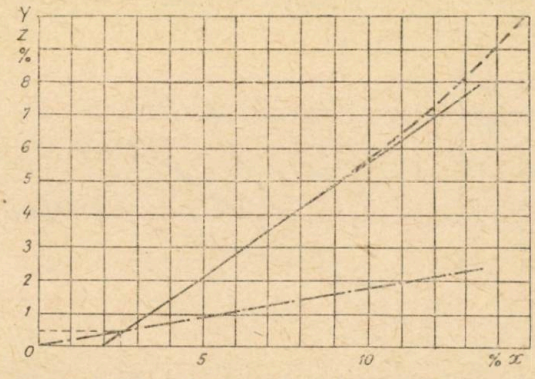


Fig. 4. Relația $Z=f(x)$ (linie întreruptă) aproximarea liniară a relației $Z=f(x)$ (linie plină) și dreapta concentrațiilor de saturație (linie punctată), în cazul alierii cu mangan la fluxuri ceramice cu fluorină.

b. S-a urmărit comportarea sistemului zgurifiant elaborat de autori [2], [6], [7] în lumina noțiunilor introduse în prezenta lucrare. Sistemul nostru zgurifiant conține : 37,5% feldspat ; 37,5% oxid de aluminiu ; 12,5% fluorină ; 12,5% carbonat de calciu. Pentru simplificare, acest sistem zgurifiant îl vom nota cu SZ2 iar cel format numai din fluorină cu SZ1.

Pentru aceasta s-au fabricat fluxurile arătate în tabela 2, toate avînd drept sistem zgurifiant pe SZ2. S-au depus apoi, cu fiecare flux, cîte patru straturi suprapuse folosind același regim ca și la fluxurile SZ1 și aceeași sîrmă de sudură. Rezultatele analizelor chimice în stratul al patrulea sînt arătate tot în tabela 2, unde sînt trecute și concentrațiile neutre ale siste-

mului zgurifiant SZ2 relative la elementele de aliere studiate. Determinarea lui x_0 s-a făcut după aceeași metodă folosită la SZ1, iar ecuațiile dreptelor concentrațiilor de saturație, pentru elementele de aliere considerate, sînt:

$$Y_{Mn} = 0{,}102 \cdot x \qquad (11)$$

$$Y_{Cr} = 0{,}050 \cdot x$$

Rezultatele obținute permit să se tragă cîteva concluzii:

b_1. Sistemul zgurifiant SZ2 în raport cu manganul, aliază picăturile și cusătura în măsură mult mai redusă decît SZ1. Acest fapt este ușor de înțeles pentru că în SZ2 intră substanțe ce provoacă o atmosferă ușor oxidantă în spațiul arcului electric. Această atmosferă reduce alierea în picătură în comparație cu atmosfera dată de SZ1.

b_2. Sistemul zgurifiant SZ2 are vîscozitate considerabil mai mică și intervalul de solidificare considerabil mai mare decît SZ1, mai ales din cauza oxidului de aluminiu [8]. Din acest motiv SZ2 aliază cusătura cu mangan la nivelul băii de sudură în măsură mult mai mică decît SZ1.

Tabela 2

Concentrații %	Elemente de aliere			
	Mn		Cr	
x	5	10	5	10
Z	0,49	1,03	0,66	1,59
Y	0,51	1,02	0,25	0,50
x_0	4,70		2,00	
s	0,48		0,10	

b_3. Sistemul zgurifiant SZ2 aliază în picătură mai intens cu mangan decît cu crom și la nivelul băii mai intens cu crom decît cu mangan. Acest fenomen se explică prin aceea că cromul are o afinitate mai mică față de oxigen decît manganul. În consecință, în spațiul ușor oxidant creat de SZ2, manganul se va oxida în măsură mai mare decît cromul. La nivelul băii de sudură în zgura topită va fi mai puțin mangan decît crom. Cum sîrma de

sudură și metalul de bază conțin mai mult mangan decît crom, înseamnă că, la nivelul băii, diferența de concentrație între zgură și baie va fi mai mare în cazul cromului decît în cazul manganului. Ca urmare, la nivelul băii, va trece din zgură în baia de sudură mai mult crom decît mangan. La nivelul picăturii, această diferență nu este încă formată și manganul trece în picătura metalică intens.

În concluzia părții experimentale, se pot spune următoarele : cele stabilite teoretic sînt confirmate practic, iar noțiunile introduse privind concentrația neutră și poziția relativă a dreptelor $Y=k\cdot x$ și $Z=f(x)$ duc la concluzii importante, explicabile pe baza fenomenelor fundamentale din spațiul arcului electric.

Noțiunea de concentrație neutră este deci o caracteristică importantă a sistemelor zgurifiante utilizate în învelișurile electrozilor și în fluxuri.

BIBLIOGRAFIE

1. А. А. Ерохин, *Кинетика. Металургическим процессов дуговой сварки.* Машиностроение Москва — 1964.
2. T. Sălăgean, *Fenomene fizice și metalurgice la sudarea oțelurilor cu arcul electric.* Ed. Acad. RPR — București, 1963.
3. К. В. Багрянский и П. Ф. Лаврик, Легирование металла капель при сварке под керамическим флюсом. *Сварочное производство,* 5 (1964).
4. H. A. Cottrell, *Métallurgie structurale théorique.* Ed. Dunod — Paris, 1955.
5. W. Hume-Rothery, *The structure of metals and aloys.* Ed. The Institute of Metals — London, 1962.
6. T. Sălăgean, F. Bär, Alierea oțelului moale în arcul electric cu crom, mangan și siliciu. *Doc. IIS.*
7. T. Sălăgean, Alierea oțelului moale în arcul electric. *Metalurgia și construcția de mașini, 6* (1960).
8. T. Sălăgean și colab., Asupra acțiunii oxidului de aluminiu în fluxurile ceramice. *Buletinul Bazei Academiei RPR — Timișoara, Seria tehnică,* 1, *2* (1962).

Manuscris predat la 9 noiembrie 1965.

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ÎN DOMENIUL UZURII. EVOLUȚIA CONCEPȚIILOR ASUPRA FENOMENULUI FRECĂRII

D. PAVELESCU

Centrul de mecanica solidelor al Academiei Republicii Socialiste România

O sinteză care să prezinte stadiul cercetărilor în domeniul uzurii, trebuie în mod implicit să abordeze evoluția și stadiul concepțiilor teoretice asupra fenomenului frecării, evoluția și stadiul concepțiilor teoretice asupra fenomenului uzurii, stadiul metodologiei și al aparaturii experimentale, precum și metodele de calcul la uzură și posibilitatea de aplicare în construcția de mașini.

Desigur, că față de sarcinile pe care Congresul al IX-lea al P.C.R. le-a pus în fața științelor tehnice și a industriei constructoare de mașini, cercetările fundamentale și aplicative privind frecarea și uzura capătă importanța cuvenită.

Uzura fiind una din consecințele principale ale frecării, evoluția concepțiilor asupra uzurii este evident dependentă de evoluția concepțiilor asupra frecării.

În studierea fenomenului frecării — funcție de concepțiile și ipotezele enunțate în diferite perioade — distingem *mai multe etape,* care reflectă de fapt *evoluția cunoașterii naturii corpului solid.* Totodată, din punctul de vedere al producerii uzurii, interesează îndeosebi frecarea uscată și cea limită.

Frecarea uscată

1. Construcția marilor monumente ale antichității, cît și a mașinilor de război, indică existența unor preocupări vechi și pentru probleme de frecare.

O primă analiză științifică a frecării uscate se datorește lui Leonardo da Vinci care, în unele lucrări și constatări datînd din jurul anului 1500, se

pare că întrevăzuse și verificase experimental anumite legi privind acest fenomen [1], [2],]3[.

Primele relații matematice asupra frecării uscate se datoresc lui Amonton (1699) [1], care a sesizat întîia oară legătura dintre forța de frecare, coeficientul de frecare și sarcină :

$$F = f \cdot P \qquad (1)$$

Printre autorii care se preocupă de problema frecării uscate, la începutul secolului al XVIII-lea remarcăm pe De la Hire și Parent (1704) ; mai tîrziu Belidor și apoi Euler (1748) au reluat această problemă, Euler fiind primul care a utilizat legea lui Amonton [1], [4].

Rezultă că prima etapă semnalată, corespunde epocii dezvoltării mecanicii corpurilor „absolut" solide. În perioada cuprinsă între secolul al XVII-lea și începutul secolului al XVIII-lea s-a căutat să se explice frecarea pornindu-se însă de la considerații pur geometrice și anume că ea ar fi datorită „urcării pe microasperități" (ipoteza lui Parent).

2. A doua etapă, care are la bază admiterea teoriei moleculare, o putem considera începînd din secolul al XVIII-lea și continuînd pînă în zilele noastre.

De pildă Woog (1926) arată că explicarea frecării uscate ca un fenomen datorit interacțiunilor moleculare constituie un progres față de vechii autori ; el a precizat că deși rugozitățile pot juca un rol important, de pildă atunci cînd suprafețele sînt prost rodate, totuși această interpretare — luată singulară — este insuficientă atunci cînd piesele în frecare au o polisare teoretică, aproape de regularitatea ideală a microgeometriei, situație în care frecarea poate fi atît de mare încît să ducă la o uzură rapidă. În consecință, Woog este de părere că pentru cea mai mare parte din cazuri, reacțiunile la deplasările tangențiale trebuie să fie raportate la interacțiunea forțelor moleculare [2].

Pentru a explica evoluția procesului de frecare-uzură au fost emise diferite ipoteze asupra naturii exacte și a modului de acțiune a acestor forțe moleculare, încercîndu-se confirmările experimentale de rigoare.

De fapt dezvoltarea concepțiilor științifice asupra frecării uscate, în cadrul acestei a 2-a etape, poate fi mai corect reflectată pe baza următoarelor trei concepții diferite.

a) În anul 1734, fizicianul englez Dezaguillet explică pentru prima dată frecarea ca rezultat al învingerii forțelor interacțiunii moleculare la suprafețele corpurilor respective.

Această teorie își găsește apoi sprijinul în lucrările și teoriile lui Ewing (1892), Hardy (1919 și 1936), Tomlinson (1929) și apoi B. V. Dereaghin (1934) [2], [4].

Tot în această categorie considerăm că se poate situa și cunoscuta teorie a lui Bowden și Tabor (1939) [5], prin care frecarea se datorește ruperii punților de sudură ce se formează mai ales datorită interacțiunilor moleculare (asupra căreia vom reveni).

De asemenea includem și teoria lui V. D. Kuznețov (1954) care condiționează frecarea de lucrul mecanic consumat. Se poate menționa tot aici și teoria lui G. V. Bartenov, cu aplicare la polimeri (1954), care se bazează pe ipoteza moleculară cinetică a structurii materiei [4].

b) Pe măsura elaborării și dezvoltării *teoriei elasticității,* explicația frecării se orientează și spre această direcție și anume ia în considerație deformația suprafeței cînd în ea pătrund asperitățile celeilalte suprafețe.

Este interesant de arătat că fizicianul englez Leslie (1801), își imaginează frecarea ca fiind produsă de o undă de deformație care se deplasează în fața fiecărei asperități ce pătrunde în corpul deformabil [7], în timp ce mai tîrziu, cercetătorul german Hümbel (1929) explică cauza frecării prin rezistența (de sprijinire) pe care o opune materialul față de asperitățile pătrunse.

G. I. Epifanov, în lucrările sale din ultimii ani, prezintă frecarea ca fiind un proces al deplasărilor straturilor superficiale, subțiri, ale suprafețelor corpurilor respective.

c) Cea de a treia concepție o constituie *teoriile mixte ale frecării.*

Coulomb (1779) este primul care emite de fapt o astfel de teorie, considerînd frecarea ca un rezultat al învingerii forțelor de aderență dintre suprafețe și totodată al „urcării" pe mici asperități [4]. Lui Charles Coulomb i se datorește o serie de experiențe și legi importante ca rezultat al unei preocupări deosebite. El verifică (1785) rezultatele lui Amonton și formulează de asemenea legea frecării uscate :

$$F = f \cdot P \qquad (1')$$

cunoscută azi ca relația lui Amonton-Coulumb, „lege care a fost aplicată mult timp fără discernămînt la toate cazurile frecării de alunecare, fie că era vorba de frecare uscată sau nu" [2].

Menționăm că dintre cele patru legi ale frecării de alunecare stabilite de Coulomb, numai două s-au confirmat [1]) și anume :

— forța de frecare depinde de forța normală ;

— forța de frecare depinde de rugozitatea suprafețelor și de natura corpurilor în contact.

Dintre teoriile mixte face parte și teoria lui Ernst și Merchant (1940) și anume *teoria moleculăro-mecanică* a frecării [2], care arată că frecarea se datorește atît asperităților cît și forțelor moleculare, aceste două fenomene

[1]) Cercetări ulterioare au infirmat independența forței de frecare de viteza relativă și de mărimea suprafețelor de contact.

avînd ca bază comună distrugerea coeziunii moleculare, (în cazul suprafețelor rugoase este vorba de coeziunea din interiorul proeminențelor, iar în cazul suprafețelor, de coeziunea dintre moleculele ambelor suprafețe de contact).

Și într-un caz și în altul distrugerea coeziunii moleculare conduce la „degradarea suprafețelor" — la uzura lor — fapt care *demonstrează că frecarea și uzura nu pot fi privite separat ci doar ca aspecte principale ale aceluiași fenomen.* Deci după cum am arătat, explicarea frecării duce implicit la explicarea uzurii.

3. *Coeficientul de frecare.* Evoluția concepțiilor asupra naturii frecării a promovat și explicarea din ce în ce mai riguroasă a coeficientului de frecare. Amonton a considerat f — coeficientul de frecare-constant pentru un anumit domeniu de variație a forței normale P și aproximativ independent de suprafața de contact (aparentă). După el la începutul frecării f=0,3, valoarea care ar fi practic independentă de starea fizică a suprafețelor de frecare.

Astfel, principiul invariabilității coeficientului de frecare — pentru toate corpurile, în orice stare a suprafețelor — enunțat de Leonardo da Vinci în secolul XVI-lea [1]), a fost admis de Amonton în secolul al XVII-lea; de asemenea la începutul secolului al XVIII-lea el este acceptat și de Bulfinger [4].

Începînd cu mijlocul secolului al XVIII-lea, valoarea coeficientului de frecare se diferențiază în funcție de natura materialelor în frecare. Coulomb postulează că coeficientul de frecare are o valoare constantă pentru o pereche de suprafețe de o anumită natură și stare; el admite deci că f variază cu natura [2]) și starea suprafețelor. Rezultă totodată alte două caracteristici importante:

— f este independent de mărimea suprafeței de contact S_c și deci de presiunea specifică p(p=P/S);

— f este independent și de viteza relativă de alunecare V.

Coulomb a arătat de asemenea că f este direct proporțional cu P [4], și că valoarea forței cerute pentru a provoca mișcarea este superioară celei necesare pentru a menține mișcarea [2]. S-a pus deci problema a distinge două feluri de coeficienți de frecare: static (de pornire) și cinetic (de alunecare, rostogolire).

În ceea ce privește independența coeficientului de frecare, cercetările ulterioare au dovedit că legea lui Coulomb nu este decît o aproximație și că în realitate coeficientul de frecare variază cu presiunea și viteza de alu-

[1]) Leonardo da Vinci a enunțat independența frecării — la începutul mișcării — de dimensiunile contactului și a indicat — pentru lunecarea pe un plan înclinat — raportul 1/4 dintre componentele tangențială și normală ale forței de apăsare (deci f=0,25) [2].

[2]) Prin „natura" suprafețelor s-a înțeles structura chimică, iar prin „starea" suprafețelor, nu numai starea geometrică (gradul de finisare) ci și starea fizică sau fizico-chimică.

necare. Ne referim de pildă la rezultatele experimentale obținute de Deeley și Rennie [2] precum și de alți autori.

Printr-o serie de experiențe (făcute la începutul sec. al XIX-lea) Rennie confirmă influența presiunii asupra coeficientului de frecare, pentru ca la finele secolului al XIX-lea, savantul italian Conti, să demonstreze și dependența lui f de viteza de alunecare. De asemenea, în aceeași perioadă, S. K. Kotelnikov și N. P. Petrov au studiat experimental variabilitatea coeficientului de frecare în cazul unui cuplu de frecare dat [4].

Din încercările unor saboți de frînă (fontă-oțel) cu presiuni specifice între 1—10 kgf/cm² (experiențele lui Deeley [2]) și viteze relative de alunecare avînd valori între 2—30 m/sec (exp. lui Rennie) a rezultat clar faptul că valoarea lui f scade cu creșterea vitezei de alunecare, iar pentru presiuni între 1—10 kgf/cm² și o anumită viteză, coeficientul de frecare poate fi considerat totuși constant. Astfel s-a dovedit că, pentru presiuni care nu depășesc 10 kgf/cm² și viteze de alunecare limitate între 1 și 2 m/s (situații întîlnite deci în practică) legea lui Coulomb se poate verifica, putîndu-se conta practic și pe o valoare constantă a lui f.

Din aceste experiențe se deduce că, pentru cazul unor presiuni mai mici decît 10 kgf/cm², valorile coeficientului de frecare obținute pentru materialele feroase (fier, fontă, oțel) sînt aproape egale ori care ar fi combinația celor două suprafețe (perechi de materiale). Pentru presiuni mai mari au fost obținute valori ale lui f de ordinul 0,15—0,18, care sînt adoptate pentru frecarea uscată a metalelor uzuale (fontă, oțel, bronz).

În lucrarea [19] autorul a scos în evidență, pe bază de foto-oscilograme, variația accentuată pe microzone ale coeficientului de frecare, în zonele în care acesta este socotit „global" constant. De asemenea s-a arătat și aspectul statistic al suprafeței reale de contact care considerăm că explică primul fenomen.

În perioada 1924—1950 Bowden, Deriaghin, Sachs și Monow au reluat una din formulele lui Coulomb și anume pe aceea care arată că forța de frecare nu depinde numai de forța normală, ci de doi termeni [1] :

$$F = A + fP \tag{2}$$

A, fiind denumită ulterior, constanta de gripaj.

Încă de la începutul secolului nostru s-a putut vedea că frecarea este însoțită de diferite alte fenomene — încălzire, oxidare, uzură etc. și că pentru o evaluare riguroasă a coeficienților de frecare, trebuie să se facă apel la noi teorii care să țină seama de gradienții de temperatură, interacțiunea suprafețelor, adsorbția moleculelor, deformația materialelor în contact etc. Astfel, Guembel (1925), Ernst și Merchant (1940), Blok (1937) etc. au propus diferite formule cu doi termeni și pentru coeficientul de frecare. De pildă Ernst și Merchant au indicat relația :

$$f = \frac{S}{H} + \operatorname{tg} \alpha \tag{3}$$

(S — rezistența de forfecare pentru suprafața reală de contact ; H — duritatea Brinell a stratului superficial și α — unghiul dintre suprafața reală de contact și direcția forței de frecare) [1].

O formulă pentru a exprima cît mai real valoarea coeficientului de frecare este necesar însă să coreleze dependența acestuia atît de interacțiunea moleculară cît și de interacțiunea rugozităților.

Unii savanți sovietici au scos în evidență influența rugozității (suprafețelor nelubrificate) asupra frecării și au urmărit — pe calea modelării fenomenului — să obțină de asemenea anumite relații care să exprime coeficientul de frecare, funcție de presiune, rugozitate și viteza de alunecare. Sînt de menționat lucrările din ultimii ani ale lui V. S. Scedrov, G. I. Troianovski și A. V. Cincinadze, privind modelarea frecării [4].

4. Cercetările experimentale, făcute pînă în prezent în diferite țări, au permis concluzia că *forța de frecare depinde de un complex de factori* : forța normală, viteza de alunecare, felul contactului și dimensiunile suprafeței de contact, calitatea și rugozitatea suprafeței, natura materialelor în contact, prezența unor pelicule pe suprafața de frecare (lubrifiant, impurități etc.), caracterul rigid sau elastic al suprafețelor, temperatura superficială etc.

Deși au fost angrenate tot mai multe forțe de cercetare, datorită complexității fenomenului, încă nu s-a ajuns la o teorie unanim acceptată, care să exprime dependența coeficientului de frecare de toți factorii ce intervin. În schimb au fost determinate experimental, în condiții diferite, numeroase valori ale coeficienților de frecare (infirmînd valorile stabilite anterior).

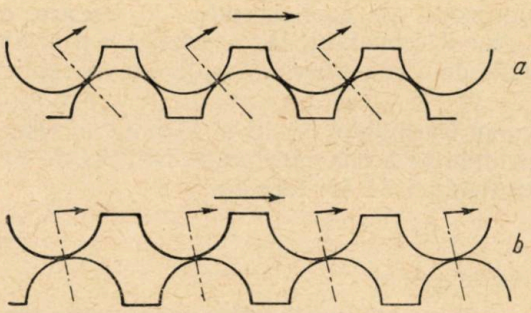


Fig. 1. Schema explicării fenomenului „stick-slip" : a — coeficient de frecare static; b — coeficient de frecare dinamic. (După [7]).

Faptul că vechii autori au explicat frecarea prin angrenarea rugozităților suprafețelor respingînd ipoteza coeziunii moleculare, ne-a îndepărtat de definirea reală a fenomenului pentru o perioadă destul de lungă de timp. Chiar și în prezent se caută să se explice frecarea prin admiterea fenomenului de „stick-slip" (după denumirea anglo-saxonă) [6], care s-ar manifesta prin microdeplasări sacadate ale suprafețelor (față de direcția normală), explicată schematic în figura 1 [7].

După unii autori, s-ar explica în acest mod și variațiile ce se observă în valoare a coeficientului de frecare sau valorile diferite ale coeficientului de frecare static și dinamic.

5. Dintre ipotezele și teoriile moderne menționate, cea mai răspîndită se dovedește a fi *teoria microsudurilor*. Astfel conform părerilor exprimate de: Beare, Bowden, Ridler, Leben, Block etc [2], [5], [8] „frecarea" ar proveni din cauza sudării unui anumit număr de „puncte" de contact a suprafețelor metalice, iar forța de frecare este în acest caz efortul necesar pentru forfecarea micilor joncțiuni. Această microsudură ar fi în general o aderență puternică, cele două corpuri formînd un corp comun, procesul respectiv, în cazul metalelor, putînd fi comparat cu sudarea la rece.

Bowden și Leben (1939) au arătat că sub influența deplasărilor relative ale suprafețelor, vîrfurile care sînt într-un contact local, suferă la început o deformare plastică și apoi se rup, fapt care duce la o încălzire locală. Vîrful rupt de pe o suprafață, în anumite condiții de propagare a căldurii se poate suda pe cealaltă suprafață (Bowden și Tabor — 1939), distanța dintre alipiri fiind de ordinul 1 μ (Robinovici — 1953).

Prima dată, prin prisma existenței unor temperaturi foarte ridicate în punctele de contact ale asperităților (Bowden), s-a bănuit că sudura va fi „termică". Se pare însă că în realitate temperaturile ce se realizează sînt mult mai moderate și nu permit o sudură metalurgică [2]. Block a măsurat

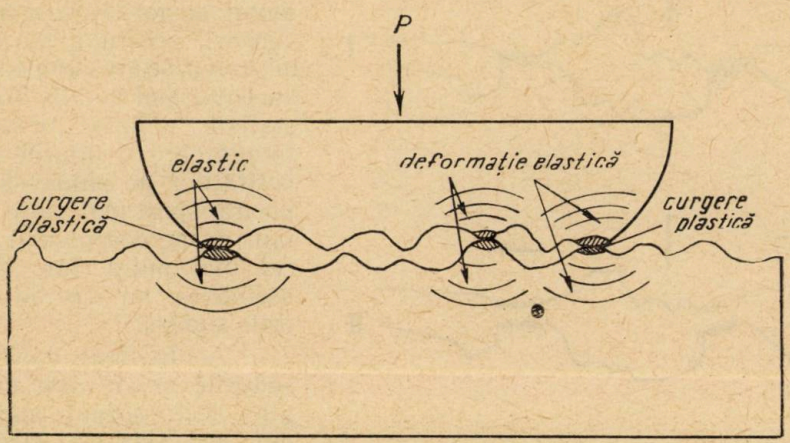


Fig. 2. Schema contactului a două suprafețe rugoase, a deformărilor elastice și plastice la punctele de contact unde se formează joncțiuni. (După [8], [9]).

temperaturi de contact, de cca 500 °C, și care durează 1/1 000 sec. Trebuie să se considere că joncțiunea este produsă printr-o aderență consecutivă la mare presiune și la deformațiile plastice ce rezultă (fig. 2); (fig. 3); [8]; [9].

Admițînd sudarea unor asperități în contact, de fapt pot avea loc următoarele trei situații (fig. 4), [7]:

— Dacă rezistența la forfecare a microsudurilor este superioară rezistenței la forfecare a corpului mai moale, ruperea va avea loc în interiorul acestui corp și se obține legea : coeficientul de frecare al unui corp este raportul dintre rezistența sa la forfecare și limita sa de elasticitate ; fiecare „quantă" de mișcare produce un transport de materie de pe corpul de duritate mică pe celălalt corp, iar după un anumit timp frecarea se produce asupra corpului mai moale însuși. Este un tip de frecare denumit *frecare prin sudură* [5], [7], [8].

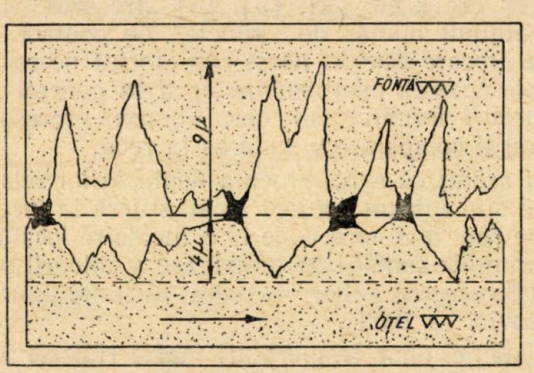


Fig. 3. Microsudurile formate la contactul unui cuplu de frecare fontă-oțel. (După [7]).

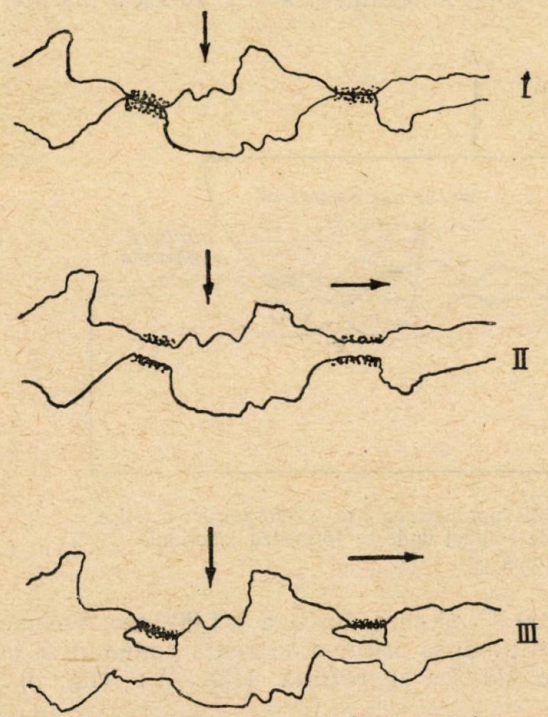


Fig. 4. Schița diferitelor cazuri de frecare ce pot apare : I — situația de joncțiune; II — frecarea prin forfecare; III — frecarea prin sudură. (După Coubet).

În cazul în care rezistența de forfecare a microsudurilor este superioară rezistenței de forfecare a ambelor corpuri, pentru a se produce mișcarea, se presupune ruperea corpului mai moale. Totodată, statistic, datorită formelor întîmplătoare și diferite ale asperităților ar putea să apară un transport mai puțin important de pe corpul mai dur pe cel mai puțin dur. Este de asemenea un tip de frecare prin sudură.

— Însfîrșit, dacă microsudurile create sînt mai fragile decît corpul mai puțin dur, vor ceda ele, fără smulgere de metal din corpurile în frecare și fără transport de material. Coeficientul de frecare va avea o valoare mai redusă iar tipul de frecare poate fi denumit *frecare prin forfecare*.

Deși teoria originală a micro-sudurilor a marcat un progres în analiza fenomenu-

lui frecării, a gripajului și uzurii în general, totuși în ultimul timp este din ce în ce mai mult criticată, arătîndu-se că nu explică complet toate aspectele acestor fenomene.

Astfel, specialistul englez F. T. Barwell este de părere (1965) că teoria adeziunii constituie obiectul unor critici pentru următoarele aspecte [10]:

— valoarea coeficientului de frecare în cazul metalelor „curate" este de asemenea redusă ;

— nu se dă nici o explicație asupra variației frecării cu viteza ;

— nu este totdeauna clar cum se pot forma joncțiuni în prezența oxidului sau a altor straturi separatoare.

Alți autori reproșează diferențele obținute la frecare în vid față de cea similară în aer, sau faptul că teoria menționată nu permite previziuni asupra coeficientului de frecare, a rezultatelor experimentale etc.

Totuși unii autori au acordat chiar recent (1963) multă atenție teoriei adeziunii la frecare : (M. E. Sikorski, Walton, Keller etc.) [11].

6. Teoriile asupra frecării pun în discuție un parametru deosebit de important, — *suprafața de contact* —.

După Archard și Bowden, în cazul apăsării cu forța normală P, a două suprafețe de arie S, presiunea specifică nu va fi p=P/S, pentrucă contactul (fig. 5 și 5 a) se formează numai în microzone de suprafață a căror sumă

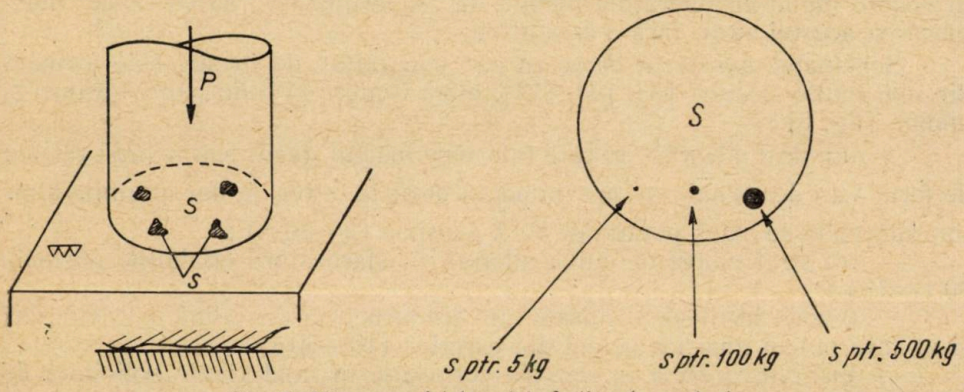


Fig. 5. Microsuprafețele ariei efective de contact :
a — ordinea de mărime a suprafeței efective de contact (s) pentru diferite încărcări. (După Bowden [7]).

constituie aria efectivă s, o fracțiune 1/k din suprafața totală (s/S=1 k) ; k depinde de starea de suprafață, sarcină și geometria pieselor, iar sarcina unitară efectivă p′ va fi de sute de ori mai mare decît cea teoretică. În microzonele respective vor avea loc deformații plastice [5], [6], [7]. Suprafața reală de contact, și prin aceasta efortul necesar de forfecare, ar fi direct proporționale cu încărcarea și independente de dimensiunea suprafețelor, ceea ce ar explica legea lui Coulomb.

Demonstrarea experimentală a acestor aspecte ca și a teoriei microsudurilor s-a dovedit a fi destul de dificilă. În cazul metalelor, Bowden și Tabor [2], [5] citează rezultate proprii și pe ale lui Holm, obținute măsurînd rezistența electrică în cazul a două suprafețe presate una pe cealaltă. Astfel, ei au demonstrat experimental că suprafața reală de contact este determinată de sarcina normală și de rezistența de rupere a materialului și că este independentă de suprafața aparentă.

Teoria suprafeței reale de contact este astăzi unanim acceptată. Legea lui Coulomb și ipoteza abandonată de el — privind coeziunea sau aderența moleculară a suprafețelor — s-au dovedit valabile din momentul în care determinările experimentale au arătat că suprafața reală de contact diferă în mod esențial de suprafața aparentă și că aceasta variază proporțional cu sarcina.

7. Interesează în egală măsură și ceea ce reprezintă *„starea de suprafață"* numită global de unii autori „suprafața de frecare". Beilby a emis ipoteza unui strat amorf care să acopere suprafața metalului. Ipoteza lui admisă la început a fost ulterior contestată ; ultimele cercetări par însă să confirme această ipoteză [7]. Stratul Beilby creat prin operații normale de „finisare" (rectificare, rodare, lăpuire) permite repartizarea sarcinilor pe suprafețe mai mari și consolidează peliculele de oxizi ; totuși trebuie avut în vedere faptul că operațiile numite de „superfinisare" au ca obiect îndepărtarea acestui strat, fără a crea altul.

Schematic, s-a căzut de acord că „suprafața" de frecare este formată din mai multe straturi [5], [6], [13], după Coubet [7] din patru straturi și anume (fig. 6) :

— un strat adsorbit, în care intervine mediul gazos sau lichid ; cîmpul de forțe Van der Waals nu are influență decît la cîțiva Å, dar anumite straturi adsorbite de oxizi, pot atinge 80 Å grosime (2—80 Å) ;

— un strat amorf de cîțiva microni în afara stării cristaline normale (0,1—5 μ) ;

— o zonă intrinsec ecruisată, în care structura cristalină este distrusă și în care putem găsi incluziuni din exterior (10—50 μ) ;

— însfîrșit, o zonă în curs de ecruisare, în mod ritmic solicitată de compresiuni exterioare, pe care o putem defini ca fiind partea materialului cea mai profundă, accesibilă totuși forțelor de frecare ; ea poate să se întindă pe mai multe zecimi de mm (0,02—0,5 mm).

În literatura de specialitate întîlnim și alte scheme, la care diferă numărul de straturi ; socotim însă că schema menționată este mai aproape de realitate.

8. *Fenomenele termice.* Fenomenele termice în frecare au fost prevăzute de Brillon (secolul trecut) ; printre cei care le-au studiat remarcăm pe :

Vernotte, Charron, Holm, Block și Jaeger ; au dat soluții matematice, J. F. Archard, Pomey și H. S. Cheng [4], [5], [7], [12], [14].

Din URSS remarcăm pe V. S. Scedrov [15], A. K. Diacikov [16], A. A. Belous etc.

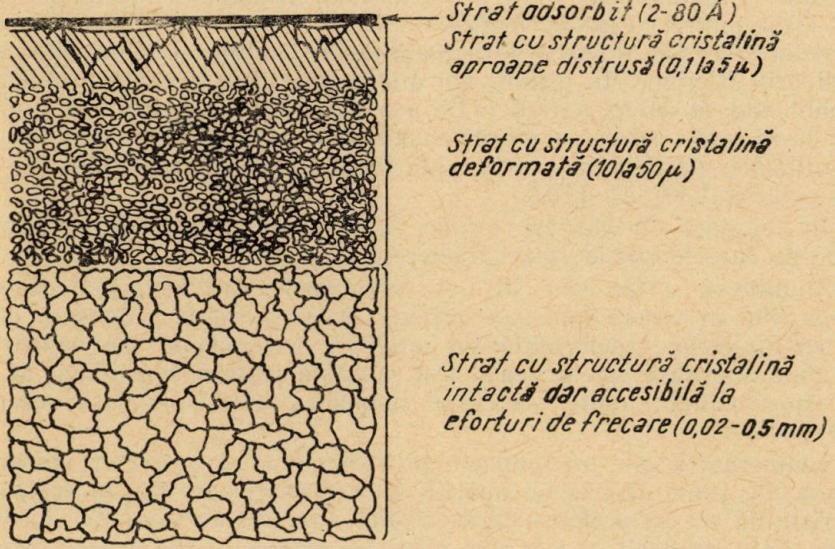

Strat adsorbit (2-80 Å)
Strat cu structură cristalină aproape distrusă (0,1 la 5 μ)
Strat cu structură cristalină deformată (10 la 50 μ)
Strat cu structură cristalină intactă dar accesibilă la eforturi de frecare (0,02-0,5 mm)

Fig. 6. Cele 4 straturi ale „suprafeței de frecare". (După J. J. Coubet).

Prima încercare de a determina temperatura suprafețelor în frecare a fost făcută de Bowden cu un cuplu format dintr-o placă plană și o bară cilindrică subțire ce freacă frontal pe prima. În acest caz relativ simplu și de asemenea în urma unor ipoteze simplificatoare [15], s-a ajuns la relația

$$v - v_0 = \frac{(1-k)\,I \cdot f \cdot P \cdot V}{\sqrt{\omega \cdot \sigma' \lambda S_c}} \qquad (4)$$

care arată că $\Delta v = v - v_0$ (creșterea temperaturii suprafețelor de frecare) este direct proporțională cu sarcina P și cu viteza V, dar invers proporțională cu secțiunea S și λ coeficientul de conductivitate termică a cilindrului.

($\omega = 2\pi r$ — lungimea perimetrului secțiunii transversale a barei ; σ' — coeficientul schimbului de căldură ; f — coeficientul de frecare ; k — coeficient ($0 < k < 1$) care caracterizează distribuția fluxului de căldură între cele două corpuri ; $I = \frac{1}{427}$, echivalentul caloric al lucrului mecanic).

Desigur că complexitatea cuplului de frecare și prezența peliculei de lubrifiant schimbă distribuția fluxului de căldură și complică reprezentarea

analitică. Recent Blok [11] a determinat o formulă relativ simplă pentru estimarea temperaturilor maxime de contact („flash temperatures"), prin intermediul coeficientului de frecare, a încărcării și suprafeței respective.

Influența temperaturii superficiale asupra coeficientului de frecare este remarcată de Schnurman [15] în cazul temperaturilor ridicate, la temperaturi joase putînd fi practic neglijată. Aceste aspecte cît și încercările termice respective s-au dovedit de actualitate în studiile și aplicațiile asupra frînării prin fricțiune. În ultimii ani diferite studii în această problemă au fost publicate de autori sovietici. De asemenea este important de subliniat faptul că în țara noastră se acordă importanța cuvenită regimului termic în cazul utilizării maselor plastice în cuplurile de frecare ale mașinilor (Gh. Manea și colaboratorii săi) [18].

În legătură cu efectele termice ale frecării subliniem următoarele aspecte pe care le considerăm caracteristice :

Studiile ce se fac, sau calculele fenomenelor termice ale frecării, trebuie să aibă în vedere ipotezele privind temperatura la suprafața de frecare ; în majoritatea determinărilor analitice s-a presupus că temperatura celor două suprafețe este aceeași. Dar, această ipoteză este dificil de verificat experimental ; multe obiecțiuni împiedică admiterea fără rezerve a acestei ipoteze.

Temperatura este un fenomen prin excelență cu caracter vibratoriu ; dar punctele zonei de contact aparțin unor corpuri care nu au același sistem cristalin, nu au aceleași caracteristici atomice, aceleași mase atomice și este puțin probabil că ele vor intra în rezonanță în același mod sub efectul unor solicitări identice. De altfel însuși caracterul suprafețelor de contact este complex (microzone intercalate cu mediu gazos sau lubrifiant, închise între două straturi adsorbite, fixate la rîndul lor pe straturi de oxizi etc.).

Cum deformările pot fi elastice sau plastice și solicitările variabile, este evident că pot interveni diferite încălziri ; fluxul și condițiile de încălzire sînt perturbate continuu de schimbările de suprafață și de volum (uzură).

De asemenea menționăm și o altă variabilă importantă : cantitatea de căldură degajată prin frecare nu se crează integral la suprafață ci și în interior (ex. cazul frecării unei suprafețe polizate a unui corp dur — oțel —, cu o suprafață rugoasă a unui corp moale — Sn sau Pb).

Toate aceste aspecte arată că ipoteza unei temperaturi egale la suprafață rămîne drept o apreciere aproximativă.

De asemenea, din punctul de vedere al calculului termic, se ridică variate aspecte privind : geometria diferită a corpurilor în contact, coeficientul de acoperire al suprafețelor în frecare, viteza relativă a acestora, pierderile prin metal sau mediu etc. În figura 7 indicăm schematic repartiția fluxului de căldură, în situația unor viteze relative variate, și a frecării unei excrescențe pe o suprafață plană (ambele din același metal) [7].

9. Din punct de vedere aplicativ remarcăm cîteva aspecte privind frecarea uscată.

În ceea ce privește determinarea coeficienților de frecare, relativ recent, unii cercetători sovietici menționați pentru modelarea frecării [4] au introdus noțiunea de „constante de frecare", adică parametri care să permită *„calcularea" coeficientului de frecare*. Nu s-a ajuns însă să se obțină încă aceste „constante", astfel încît coeficientul de frecare se deduce tot experimental pentru anumite cupluri de frecare în diferite condiții de viteză și presiune ; practic se folosesc în construcția de mașini valorile coeficientului de frecare în cazuri apropiate, ținîndu-se însă seama de faptul că acesta depinde aproape în egală măsură de : regimul de frecare, structura cuplului și construcția pieselor. Considerăm deci lipsite de sens tabelele care indică valori ale coeficientului de frecare pentru diferite perechi de materiale, fără a se arăta condițiile experimentale respective.

În construcția de mașini întîlnim situații cînd se utilizează caracteristica frecării uscate și anume coeficienții de frecare cu valoare mare. De pildă atunci cînd forța de frecare trebuie să împiedice alunecarea relativă a suprafețelor, sau dacă este necesar să se antreneze o piesă prin altă piesă. Este cazul frecării statice, ca de exemplu pentru cablurile din fire metalice, cuplajul prin presiune etc.

De asemenea interesează și aplicațiile frecării cinetice atunci cînd este necesar a opune un efort important mișcării unei mase și a obține astfel un efect

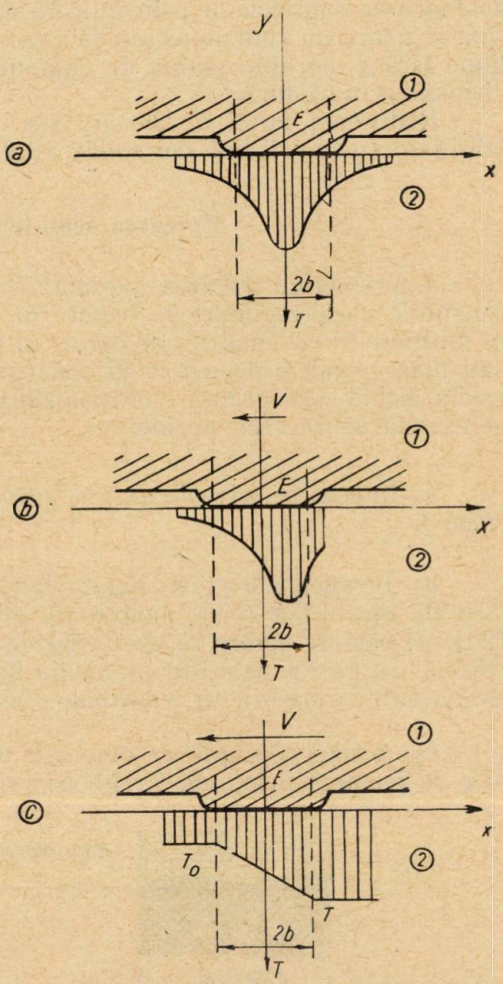


Fig. 7. Schema curbelor de încălzire (fluxul termic) funcție de viteza de alunecare ; excrescența corpului care freacă pe suprafața polizată a corpului 2 ; flux termic în corpul 2 :

a — viteza V, de translație a corpului 1 prin raport cu 2, foarte scăzută; b — V este de ordinul de mărime al vitezei de propagare a căldurii în cele 2 materiale; c — viteza V este foarte mare în raport cu viteza de propagare a căldurii. (După J. J. Coubet).

de decelerație determinală. Este cazul dispozitivelor de frînare (ex. ferodouri, saboți de frînare etc.).

În afară de cazurile utile de frînare și de antrenare, frecarea uscată nu este admisă între piesele în mișcarea de alunecare, pentru că dă naștere la deteriorarea suprafețelor prin ridicare de temperatură, gripări și topiri, precum și uzură de abraziune rapidă ; rezultă deci scoaterea mașinii din funcțiune fără a mai ține seama de randamentul scăzut și pierderea de energie disipată prin căldură.

Reducerea forței de frecare s-a obținut prin intermediul unui strat lubrifiant (gazos, lichid sau solid) între suprafețele în mișcare relativă.

Frecarea semi-lichidă și limită

Împreună cu frecarea „uscată", frecarea „mixtă" și frecarea „limită" constituie acele regimuri de frecare în prezența unui mediu lubrifiant care se întîlnesc în cele mai multe cazuri în practică și cărora li se datorește cea mai mare pondere de uzură în construcția de mașini. Frecarea fluidă (în mediu lichid sau gazos) corespunzătoare unei ungeri hidrodinamice, nu generează uzura decît accidental.

1. În ceea ce privește *natura frecării limită* există *două concepții principale* :

a) Bowden a explicat natura frecării limită prin proprietățile particulare ale straturilor mono-moleculare adsorbite pe suprafețe [1], [5], [7], [20]. El este de părere că straturile de lubrifiant situate dincolo de stratul „limită" se găsesc deja într-un stadiu fizic vecin cu cel al masei lichide, dar ele nu sînt în măsură să contribuie eficace la ungere.

b) A doua concepție se datorește unui grup de savanți sovietici, dintre care se remarcă îndeosebi Kraghelski și Dereaghin (1934—1958) [1], [4],

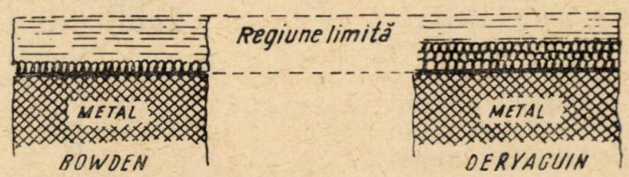


Fig. 8. Reprezentarea schematică a structurii filmului adsorbit. (După Bowden și Deryaguin) [1].

cărora li se datorează un mare număr de lucrări cu caracter teoretic și experimental, conținînd anumite opinii diferite față de teoriile savanților anglo-saxoni (reprezentați prin Bowden, Tabor etc.).

Astfel, în general fiind de acord cu Bowden asupra ansamblului teoriei frecării uscate, ei exprimă anumite puncte de vedere diferite în privința frecării limită. Dereaghin bazîndu-se pe o serie de măsurători făcute foarte precis asupra vîscozității în stratul limită, consideră că influența suprafeței metalice poate să se întindă dincolo de stratul adsorbit, traversînd numeroase straturi de molecule polare și creînd un sistem orientat la distanță mai mare de perete (fig. 8) [1] și (fig. 9) [21].

După Twiss-Lewis-Teagne (1965), filmul constă dintr-o peliculă foarte subțire formată dintr-un strat de cîteva molecule, strat care nu este continuu deoarece chiar pe suprafața foarte fin polisată „superfinish" există microasperități de 1 μ care străpung filmul de lubrifiant [47]. Tomlinson (1929) și Schurman (1949) au arătat că omogenitatea filmului este asigurată de orientarea cauzată de adsorbție, respectiv chemisorbția moleculelor și sub influența căldurii această orînduire scade înainte de a ajunge la desorbția totală.

De fapt sînt cunoscute mai de mult diferite studii și păreri asupra orientării sistemelor moleculare față de suprafețele solide vecine (O. Lehmann, 1890—1904; Langmuir, 1916; Paul Woog, 1925 etc.).

Socotim însă interesantă de menționat părerea lui I. V. Kraghelski [4], care arată că *împărțirea frecării în „uscată* și *„la limită"* *este în mare măsură convențională,* deoarece frecarea „exterioară" este posibilă numai în prezența unui gradient pozitiv al proprietăților mecanice în adîncime, de aceea stratul superficial trebuie să fie diferit de cele situate sub el. După Kraghelski, frecare „exterioară" este „la limită", deoarece în cazul ei, deformațiile sînt concretizate într-un strat superficial subțire. În caz contrar, de exemplu, în cazul suprafețelor metalice „curate", apare totdeauna o frecare intrametalică (smulgere de adîncime). Tocmai pentru a se înlătura acest efect este necesar ca suprafețele să fie separate printr-o peliculă (de oxid, de sulfat etc.) care să protejeze straturile inferioare împotriva ruperii amintite.

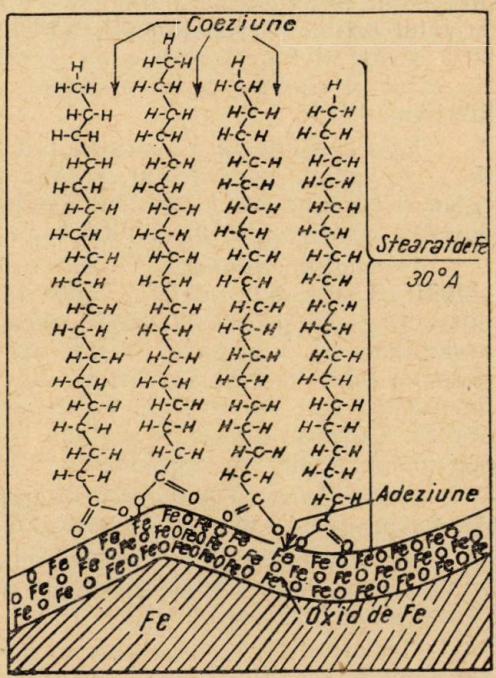


Fig. 9. Reprezentarea schematică a chemisorbției acidului stearic pe o suprafață de oțel și formarea unui strat de stearat de fier. (După Godfrey [21]).

Deoarece forțele de interacțiune moleculară dintre straturile superficiale ale celor două suprafețe sînt destul de mari, — ceea ce duce la valori ridicate ale coeficientului de frecare și respectiv la o degajare suplimentară a căldurii — este necesară și prezența unei pelicule de lubrifiant.

Rabinovici și apoi L. Tancas sînt de părere că una din caracteristicile procesului de ungere la limită este că lubrifiantul reduce doar și nu elimină cu totul contactul metal-metal, astfel încît din forța de frecare maximum 20% revine învingerii rezistenței izvorîte din contactul metal-metal, în timp ce restul se cheltuiește la învingerea rezistenței de forfecare în filmul de lubrifiant [47].

La o grosime mică a stratului de ungere, lubrifiantul își pierde proprietățile de volum, în particular mobilitatea, datorită influenței cîmpului molecular al corpului solid. Lichidul, intrînd în interacțiune, și stratul deformat puternic prin frecare își schimbă brusc proprietățile [4].

Dereaghin, Ahmatov, Fuchs și alți cercetători sovietici [54], [55] au stabilit că straturile subțiri — spre deosebire de situația din regimul hidrodinamic — au proprietăți fizico-mecanice speciale ; straturile limită (polimoleculare cu o grosime de 0,1—0,3 μ), sînt capabile să suporte sarcini normale pînă la 2 000 kg/cm² și mai mari, fără a putea fi expulzate din microfisuri sau rosturi ; de asemenea și rezistența lor la forfecare este mărită. Cameron afirmă că regimul hidrodinamic se menține și în condițiile peliculelor subțiri ale regimului considerat limită de majoritatea autorilor.

Clark, Boods și White sînt de părere că în condițiile limită hidrocarburile devin solide sub acțiunea presiunii [4], [6].

Kutikov arată că în straturi subțiri vîscozitatea crește brusc (pînă la 15 x), iar straturile capătă rezistența elastică la forfecare [49], situație semnalată și de Bikerman [23].

Complexul proceselor care se produc în straturile superficiale subțiri ale metalului modificat și în stratul subțire de lichid care le separă, condiționează fenomenul de frecare limită, care însă nu este elucidat, deși s-au făcut în această direcție numeroase cercetări (Bowden, Tabor, Davies, Tingle, Zuidema Free-Wing, Karașev etc.) [4], [8], [22], [23], [24].

O mare parte a cercetărilor asupra studiului mecanismului frecării la limită este consacrat studierii lubrifianților lichizi și interacțiunii lor cu metal, deși în ultimul timp capătă importanță din ce în ce mai mare, lubrifianții solizi și straturile speciale.

Dintre primele cercetări privind mecanismul acțiunii lubrifiantului, sînt de reținut cele ale savantului englez Hardy care a stabilit o dependență a coeficientului de frecare de greutatea moleculară a lubrifiantului.

Recent R. M. Matveevsky a studiat temperatura critică a uleiului cu mașini de frecare, avînd cupluri cu contact punctiform și liniar [17]. De asemenea menționăm studiile altor oameni de știință sovietici P. T. Sanin, G. J. Fuchs și K. S. Ramaia [4], [25] ; privind acțiunea aditivilor, sînt de

remarcat cercetările mai recente ale lui Sanin, Toshio Sakuray [26], G. V. Vinogradov [27] etc. În țara noastră menționăm lucrările [28] și [29] care conțin aspecte originale privind modul de acțiune al aditivilor. În lucrarea [30], I. Iliuc prezintă o nouă metodă care permite studiul aditivilor prin prisma variației coeficientului de frecare. De asemenea R. M. Mustafa a propus ca un nou criteriu de apreciere a lubrifianților și aditivilor : temperatura de rupere a filmului [31].

2) *Punctul critic și frecarea „onctuoasă"*. Desigur că interesează în mod deosebit „momentul" — sau regimul de frecare de la care apare uzura.

Pentru ca eforturile tangențiale în cazul frecării uscate să nu apară, este necesar ca între suprafețele de frecare să se mențină o anumită distanță. Pe măsură ce această distanță se micșorează interacțiunea suprafețelor devine din ce în ce mai mare.

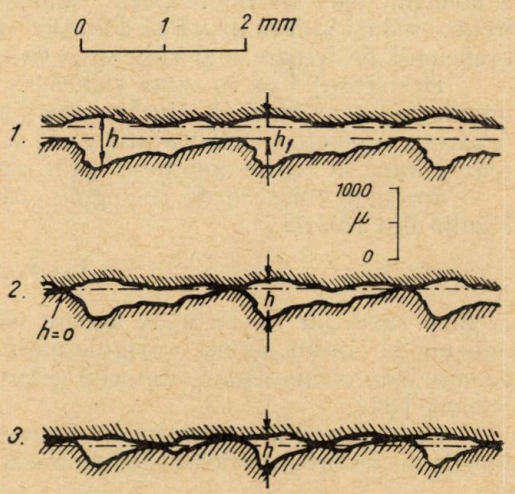


Fig. 10. Diferite regimuri de ungere :
1 — fluidă; 2 — semifluidă (mixtă) ; 3 — limită (onctuoasă). După Vogelpohl [21].

Această grosime h a filmului (fig. 10), prin care neregularitățile suprafețelor să nu vină în contact, este ușor de ales numai din punct de vedere matematic, putîndu-se astfel aprecia teoretic grosimi de filme de ordinul de mărime a sumei înălțimilor asperităților celor 2 suprafețe [1]). Situația reală este posibilă numai prin determinări experimentale.

Printr-o metodă de măsură originală (cu izotopi radioactivi), generalizată apoi în cazul lagărelor, au fost determinate experimental (1958) [32] zonele de trecere de la ungerea hidrodinamică la cea limită și zona în care începe contactul asperităților — și deci uzura. Se poate deci demonstra experimental existența regimului limită diferit de cel hidrodinamic, părerea lui Cameron. Acesta și alți autori [33] preferă anumite metode electrice pentru măsurarea filmului.

Pentru a pune în evidență comportarea în regim de frecare semifluid a materialelor de antifricțiune, Lunn [36] propune determinarea experimentală, pe cale electrică, a evoluției contactului metalic. El este de părere că ruperea contactului se datorește „epilamenului", un strat de oxizi.

[1]) Teoria hidrodinamică perfectă presupune suprafețe netede și rigide ; în ultimul timp N. Tipei a pus în valoare și influența microgeometriei în lubrificația tridimensională.

În cazul lagărelor, alți cercetători au constatat experimental descreșterea coeficientului de frecare cu viteza pînă la un „punct" denumit „punctul critic" (în realitate o regiune) de unde acesta crește constant și accelerat pînă la oprirea mișcării (fig. 11) [2]. „Punctul critic" determină de fapt 2 domenii, care ne interesează : domeniul frecării fluide, cu coeficienți de frecare reduși și fără uzură și domeniul de frecare, denumit „onctuos", avînd coeficienți de frecare mai ridicați și în care apare uzura.

Deși rezultă că în zona critică se realizează un minimum de frecare, practic nu este bine să situăm funcționarea unui lagăr în această zonă deoarece, creșterea temperaturii peste valoarea prevăzută, va face ca frecarea să intre în regim „onctuos" prin reducerea filmului, și să apară uzura.

În cazul mișcării de rostogolire, coeficientul corespunzător de frecare rezultă din relația :

$$F_r = f_r \cdot \frac{P}{r} \qquad (5)$$

(r fiind raza, iar F_r forța de frecare tangențială, presupusă concentrată și aplicată pe contur, avînd o origine puțin deosebită de frecarea de alunecare, de care este strîns legată, datorită deformațiilor și interpătrunderilor suprafețelor) [34].

Coeficientul f_r poate lua diferite valori, putînd avea maxime și minime, funcție de valorile coeficienților de frecare și de alunecare f. Această situație trebuie avută în vedere în cazul rostogolirii suprafețelor lubrifiate.

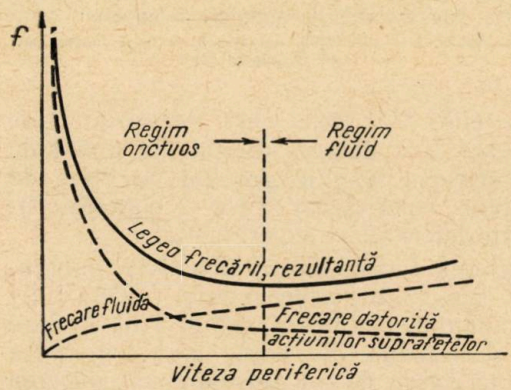


Fig. 11. Poziția zonei de separare între regimul onctuos și fluid la un lagăr. (După L. Leloup).

La o anumită grosime a filmului de lubrifiant și microgeometrie, începe să apară influența frecării semiuscate combinate cu cea a frecării fluide. Unii autori numesc acest regim, regimul de frecare (ungere) mixt sau semifluid [2]. Deoarece practic coeficientul de frecare (f) poate lua valori cuprinse între două limite separate, s-a imaginat existența a 2 subtipuri de regimuri de frecare (ambele producătoare de uzură).

În afară de creșterea temperaturii, trecerea de la regimul de frecare fluidă vîscoasă (fără uzură) la regimul de frecare „semiuscat" cu ungere „onctuoasă" (cu uzură) se poate realiza și prin mărirea sarcinii.

În această privință precizăm că terminologia nu este încă unificată. În literatura franceză diferențierea sesizată nu se utilizează. Autorul german Falz [2] împarte regimul semifluid în regim semifluid propriu-zis și regim semiuscat.

Literatura engleză și americană face o distincție netă între „boundary lubrication" — ungere limită, de graniță, și „extreme boundary lubrication", ungerea sau — frecarea extremă, limită, de „extremă presiune" [6], [11], [20].

În literatura română se utilizează de asemenea denumiri diferite ca: „frecare semi-uscată" și „mixtă" sau „semi-fluidă" în care apare frecare semiuscată concomitent cu cea hidrodinamică [34], [35]; de asemenea „frecare limită" sau de „extremă presiune", care se referă de fapt la situația „semi-uscată", diferențiată deci de cea mixtă (semifluidă), [29] (fig. 8).

În literatura sovietică se folosește diferențiat terminologia de frecare limită (ungere limită) și de extremă presiune [4].

3) Subliniem cîteva aspecte de interes practic. În general regimul de ungere și frecare semiuscată nu se poate evita în regimurile tranzitorii ale mașinilor (pornire-oprire) cînd pelicula de ulei nu s-a format sau cînd viteza scade cu mult, schimbînd eventual de sens (piston-cilindru sau patină glisantă) [35].

În cadrul mișcării alternative Barwell și Gryory arată că ungerea la limită nu este un proces continuu, ci se compune din fracțiuni de proces ce se repetă în mod periodic; la viteze mici Lengyel Tamás arată că se menține ungere limită și ungere mixtă (quasihidrodinamică) iar la viteze mari „filmul de ulei nu mai este capabil să urmeze deplasarea suprafețelor care lunecă" și starea de ungere quasihidrodinamică trece în ungere limită" [47].

De asemenea regimul de ungere nehidrodinamic este prezent în cazul angrenajelor, prin forma lui cea mai importantă din punctul de vedere al ponderii uzurii: frecare în condiții limită, de extremă presiune.

Unele cercetări [4] atrag atenția, că *de fapt, practic, „frecarea uscată", fără straturi moleculare sau de oxid, este greu de realizat*, predominînd frecarea limită, punct de vedere care considerăm că este realist.

Funcție de condițiile de sarcină, viteză, temperatură, deosebim în mașini, următoarele situații distincte care privesc regimul de frecare expus:

— funcționarea la presiuni și viteze mici, sau în condiții ușoare de sarcină (lagăre cu viteze reduse, îmbinări articulate etc.);

— la temperaturi înalte (grupul piston-cilindru al motoarelor cu ardere internă etc.);

— la presiuni înalte — extremă presiune (rulmenți cu bile, unele angrenaje cilindrice);

— la presiuni și temperaturi locale foarte mari (angrenaje hipoide);

De asemenea datorită interesului practic sînt interesante anumite concluzii prezentate de Davies [24], în raportul său de sinteză la Conferința de la Londra din 1957. Astfel, se exprimă părerea că față de frecarea uscată, folosirea lubrifiației la limită reduce uzura suprafețelor, reprezentînd un fel de „barieră împotriva uzurii", permițînd micșorarea uzurii suprafețelor „de mii de ori", în timp ce poate micșora coeficientul de frecare „numai de cîteva ori".

Se subliniază faptul că este mai important să se studieze acțiunea lubrifianților asupra reducerii uzurii decît a frecării, totuși, se arată că uzura nu depinde numai de calitatea lubrifiantului la limită, ci și de natura stratului superficial la o adîncime apreciabilă în comparație cu dimensiunile atomului [24].

Considerăm că astfel de păreri au orientat cercetările din ultimul deceniu și spre studierea calităților de antiuzură a materialelor și lubrifianților solizi și lichizi, cu aplicații practice directe.

Cercetările lui Finch [24] au arătat că unele materiale, de pildă fonta, conțin lubrifiant la limită în structura lor ; pe suprafața rodată a fontei grafitul este întins astfel încît planurile lui de clivaj sînt dispuse paralel cu direcția de alunecare.

De asemenea s-a dovedit că unele metale (Pb, Sn, In) au o rezistență mică de forfecare între limitele utile de variație a temperaturilor de lucru ; ele constituie buni lubrifianți la limită din care cauză se introduc în aliaje (de ex. bronz) pentru a ușura rodajul sau alte operații de schimbare a formei metalului (ex. tragerea sîrmei și a țevilor). Trebuie să ne asigurăm însă că aceste metale și metalele de bază, sau sînt insolubile unul în altul, sau formează compuși intermetalici cu rezistență mică la forfecare (Roach și Godzeit) [7], [24].

Un grup de cercetători români, O. Biță, Nica, Vasilica etc., au aprofundat diferite aspecte privind materialele cu caracter de antifricțiune pentru stabilirea cuplului optim de frecare [37], [38], [39].

Bowden și Loke au remarcat eficacitatea unor lagăre de cupru-plumb prin introducerea în suprafața de lucru poroasă a materialelor de mare conductibilitate termică (de ex. cupru) a unui corp nemetalic sintetic „politetrafluoretilena", care a prezentat un coeficient de frecare (pe metal) de 0,05 [24].

V. Marcu a subliniat importanța utilizării straturilor depuse prin electro-metalizare [40].

Alte cercetări au arătat că bisulfura de molibden s-a dovedit superioară grafitului ; pentru apariția efectului la limită nu sînt necesare condiții speciale care să ușureze aderența sau prezența unor particule adsorbite în lubrifiantul solid [5]. Grafitul, bisulfura de molibden și politetrafluoretilena, s-au dovedit efective și în stare dispersă în ulei, totuși, în condițiile de mare solicitare, ca în cazul angrenajelor hipoide, acest mod de ungere nu este recomandabil din cauza uzurii.

Totodată, s-a dovedit că în afară de acizii grași, compușii de clor, fosfor, pot mări proprietățile lubrifiante la limită prin formarea unui produs de reacție pe suprafața de alunecare. De asemenea că temperatura limită mai ridicată a sulfurilor este însoțită de rezistența lor mare la forfecare în comparație cu clorurile [24], [26].

Se recomandă folosirea împreună a aditivilor pe bază de clor și sulf, clorurile putînd intensifica influența sulfurilor (Prutton, Turnbull, Dlonhi) [24].

Un grup numeros de savanți sovietici (G. V. Vinogradov, I. E. Vinogradova, Zaslavski, Ramaia și alții), [27], [43], [44], [45], au acordat multă atenție studierii caracteristicilor de „antifricțiune" și de „antiuzură" ale unor aditivi chimici în uleiul de ungere a mașinilor.

Studii pentru utilizarea aditivilor pe bază de fosfor, sulf, clor etc. întîlnim și în alte țări " Franța [1], [46], R.D.G. [41], R.P.U. [47], R.S.R. [48], etc. Comportarea aditivilor pe bază de fosfor, a condus la utilizarea lor concludentă în rodajul chimic [28], [29], [49]. De actualitate se dovedește studierea comportării uleiurilor în condiții de temperaturi ridicate [50] și creare a unor noi tipuri de aditivi cu proprietăți polifuncționale [51], [52], [53].

4. Sintetizînd părerile celor mai mulți autori rezultă că forța de frecare este *suma eforturilor* necesare pentru : forfecarea eventualelor microzone de joncțiune ; pentru ca microasperitățile metalului mai dur sau produsele de abraziune ce apar ca urmare a ruperilor să-și facă drum, sgîriind celălalt metal sau eventual trecînd peste microasperitățile conjugate ; pentru producerea deformărilor locale elastice sau plastice ; în sfîrșit pentru învingerea interacțiunii moleculare la suprafețele corpurilor în contact direct sau pentru învingerea rezistenței la forfecare în filmul de lubrifiant (în cazul existenței acestuia, în frecarea limită sau mixtă).

Este evident că astfel prezentată, forța de frecare este reflectată prin lucrul mecanic consumat de evoluția fenomenului complex al frecării care include atît rezistența la mișcarea relativă cît și efectele ce conduc la uzură.

Dr. Voghelpohl apreciază că definirea frecării prin rezistența opusă la mișcarea relativă a două corpuri este prea largă, pentru că această rezistență se poate împărți în trei părți dinstincte :

— rezistența ce se opune mișcării ;

— „prelucrarea" suprafeței, în general așchierea ce are loc ;

— distrugerea suprafeței, formarea de rizuri și griparea (care nu poate fi considerată frecare) [51].

Specialistul german este de părere că frecarea pentru a se menține și defini ca atare, impune drept condiție să nu se modifice microgeometria și corpul să nu-și modifice dimensiunile. Deci de îndată ce apare uzura nu se mai poate vorbi de frecare, iar „frecarea" înțeleasă în acest fel conduce doar la pierderea de energie prin rezistența ce se opune mișcării. Această imagine a frecării este susținută exemplificîndu-se cazul unui lagăr care a funcționat 30 de ani fără uzură măsurabilă, în timpul funcționării geometria suprafețelor devenind superioară celei obținută prin prelucrare.

Dr. Voghelpohl separă „natura" frecării de însuși fenomenul, și-și exprimă dezacordul față de părerile specialistului englez Dr. Bowden arătînd că urmele ce se văd pe o piesă nu sînt rezultatul „frecării". El separă în modul cel mai categoric frecarea de uzură.

În ceea ce privește coeficientul de frecare, ținem să subliniem — ca ceva caracteristic acestui domeniu — faptul că din trecerea în revistă făcută

de Kraghelski [4] a studiilor efectuate privind frecarea de alunecare și în special a coeficientului de frecare, rezultă numeroase rezultate divergente în privința dependenței de viteză a coeficientului de frecare. În finalul acestei dispute au fost confirmate cercetările anterioare ale lui Conti și Campbell, cu aplicare la o gamă mare de materiale, arătîndu-se că pe măsura creșterii vitezei, coeficientul de frecare trece printr-un maximum. În ceea ce privește posibilitatea de calculare a coeficientului de frecare sau de încadrare cifrică a caracteristicii de frecare a unui anumit material, aceasta este limitată de transformările diferite ale straturilor superficiale în procesul frecării, situație complicată de prezența lubrifiantului.

S-a format părerea că lubrifiantul la limită, prin formarea unor pelicule dure [7], trebuie să împiedice apariția punctelor de sudură între suprafețele de alunecare. Totuși, calitatea de ungere la limită depinde de îmbinarea rezistenței reduse la forfecare a peliculei, cu rezistența ei la strivire și la temperaturi înalte (topire, descompunere, oxidare). Socotim că se dovedește interesantă din punct de vedere aplicativ și viteza de formare a peliculelor protectoare prin reacția chimică datorită tocmai condițiilor de extremă presiune ; de pildă pentru un anumit aditiv, griparea roților dințate poate scădea cu creșterea vitezei.

Cu toate progresele ce s-au făcut în această problemă ce „controlează" de fapt uzura, Davies [24] este de părere că adîncirea cunoștințelor din domeniul mecanismului ungerii la limită nu a determinat același progres care are loc în cazul ungerii hidrodinamice. Această observație este perfect valabilă și pentru țara noastră unde s-a dezvoltat o școală de ungere de renume mondial.

Metodica matematică s-a putut aplica cu mai multă ușurință în cazul lubrificației hidrodinamice, spre deosebire de domeniul ungerii la limită și al uzurii.

Se întîlnesc și păreri autorizate care arată că în știința frecării intervențiile matematicii sînt timide și discutabile ; criticîndu-se faptul că nu știm încă să calculăm, nici să prevedem un coeficient de frecare și că nu putem încă să analizăm complex diferitele sale componente a căror listă completă nu o cunoaștem ; deși sîntem în epoca energiei nucleare și a zborurilor cosmice, nu dispunem totuși de cunoștințe multe asupra frecării în vid, în apă grea, în sodiu lichid, în CO_2 riguros uscat și la temperatură înaltă etc. [7]. Subliniem totuși volumul mare de cercetări ce s-au făcut pentru rezolvarea multor aspecte cu caracter evident practic din domeniul frecării limită și rezolvările date prin prisma reducerii uzurii.

Desigur că din punct de vedere economic interesează în mare măsură și celălalt aspect al frecării, pe care unii autori îl consideră chiar cel mai important (Barwell, Vogelpohl [10], [56] și anume consumul de energie prin frecare. N. Tipei prezintă, analitic fundamentat, o riguroasă corelare a principalelor aspecte care conduc la pierderi de energie prin frecare, și anume :

— lucrul mecanic al forței P, care suferă mici deplasări pe direcția normalei de viteză, datorită micro-și macrogeometriei suprafețelor ;

— lucrul mecanic de deformație în punctele de contact ;

— atracția moleculară în punctele de contact ;

— abraziunea, datorită în special suprafețelor rugoase.

Este de părere că rugozitatea suprafețelor are un efect defavorabil, mărind frecarea datorită abraziunilor și favorabil, prin scăderea interacțiunilor moleculare dintre suprafețe. Pentru fiecare grup de suprafețe, funcție de materialele respective, poate exista un grad optim de rugozitate pentru care coeficientul de frecare are valoarea cea mai mică [34].

Ca stadiu, privite sub aspectul pierderilor datorită frecării, unele realizări practice diferă în mod evident, și arată totodată importanța ce trebuie acordată și acestui aspect al consecințelor frecării. Astfel, în timp ce frecările din cadrul unui motor de camion consumă aproximativ 22—24% din caloriile produse de carburant, recentele turbine mici utilizate de aviația franceză absorb prin frecare mai puțin de 1,5% [11].

Evoluția cercetărilor fundamentale și aplicative privind frecarea, arată interesul științific deosebit ce s-a acordat acestei probleme de-a lungul timpului — și mai ales în secolul al XX-lea — atît sub aspectul micșorării pierderilor de energie cît și, în deosebi, sub aspectul reducerii uzurii suprafețelor.

Dată fiind întinderea pe care o cere subiectul propus, despre evoluția cercetărilor ce privesc fenomenul uzurii, aparatura și metodica experimentală, cît și despre concludența în construcția de mașini ne vom ocupa în următoarele sinteze.

BIBLIOGRAFIE

1. Courtel R. Tichvinski I. M., Sur le développement du frottement sec et de la lubrication limite *Revue de l'Inst. Franc. du Pétrole*, **16**, *9*, 978—991 sept. (1961).
2. Leloup L., *Étude de la lubrification et Calcul des Paliers* Ed. Dunod-Paris, 1962, 18—26, 264—271.
3. * * * Les essais de frottement et d'usure des materiaux. *Machine moderne*, 55—64, Dec. (1963).
4. Kraghelski I. B., *Trenie i iznos* Maşghiz, Moscova, 1962.
5. Bowden F. P., *The Friction and Lubrication of Solid*, p. II-a. Oxford at the Clarendon Press, 1964.
6. Braithwaite E. R., *Solid Lubrificants and Surfaces* Pergamon Press, London 1964, 1—29.
7. Coubet J. J., *Théorie et pratique industrielle du frottement*. Ed. Technip-Dunod Paris, 1964, 348.
8. Tabor D., Friction and Wear *Proc. Internat. Symp. on Lubrication and Wear*. Ed. Mc. Cutchon Berkeley, California, 705—753.
9. Bowden F. P., Recent Experimental Studies of. Solid Friction. *Proc. of the Symp. on Fr. and Wear*. Detroit 1957, 85—92.
10. Barwell F. T., „Some Further Thoughts on the Nature of Boundary Lubrication". *Lucrările Conferinței de Mecanică Aplicată* București, sep. 1965.

11. Peterson M. B., „Lubrication Review" 1963 *Journ. of Basic Engin. S.U.A.* 791—804, sep. (1965).
12. Dubinin A. D., *Frecarea și uzura la organele de mașini.* I.D.T., Buc., 1958, 42—45, 72—80, 88.
13. Pons J., Étude de certains exemples de l'influence du frottement sec et lubrifié sur la modification des couches superficielles des metaux. *Rev. I.F.P.* **15**, *10*, 1483, 1493, 1548 — 1960.
14. Cheng H. S., Sternlicht B., „A Numerical Solution for the Pressure, Temperature and Film Thickness Between Two Infinitely Long, Lubricated Rolling and Sliding Cylinders, under Heavy Loads" *Journal of Basic Engin.* SUA p. 690—711 sept. (1965).
15. Scedrov V. S., *„Temperatura pe un contact alunecător".* Frecarea și uzura în Mașini, Culegerea **10**, Acad. de Științe a U.R.S.S., Inst. de Mașini, *I.D.T.*, Buc. 1956, 144—287.
16. Diacikov A. K., *„Studiul degajării căldurii, la frecarea lagărelor de alunecare".* Frecarea și uzura în Mașini, Culegerea **10**, Acad. de St. a U.R.S.S. Inst. de Mașini, *Trad. I.D.T.* 1956, 218—320.
17. Matveevsky R. M., „The Critical Temperature of Oil With Point and Line Contact Machines" *Journ. of Basic Eng.* S.U.A. 754—760, sept. (1965).
18. Manea Gh., Mustafa R. M., Pascovici M., „Asupra temperaturii lagărelor radiale de alunecare în stare de echilibru termic, cu considerarea fluxului de căldură în cazul cuzineților din mase plastice. *Comunic. Conferința de Mecanică Aplicată,* Buc. sept. 1965.
19. Pavelescu D., Aspecte ale evoluției uzurii legate de caracterul statistic al metodei de măsură cu izotopi radioactivi *S.C.M.A., 6* (1965).
20. Blok H., Foundamental Mechanical Aspect of Boundary Lubrication *S.A.E. Journ.* **46**, *2, 54* (1940).
21. Godfrey D., Boundary Lubrication *Proceedings Internat. Symposium on Lubrication and Wear.* Ed. D. Muster — Sternlicht Berkeley — California, 1965, 285—308.
22. Grunberg L., Campbell R. B., Transferul metalic în ungere limită și efectul vitezei de alunecare și al durității suprafeței *Tr. 1 e. Conf. asupra lubrific. și uzurii* Londra 1—3 oct. 1957.
23. Zuidema H. H., *The Performance of Lubricativy Oils.* Reinhold Publishing Co. New-York, 1952, 2—8.
24. Davies S. B. Boundary Lubrication *„Conf. Internat. de ungere"*, Londra, 1947.
25. Sanin P. I., Shepeleva E. S. etc., „Chemical Modification of Friction Surfaces" *Journ. of Basic Engin.* S.U.A. 771—777, sept. (1965).
26. Toshio Sakurai, Sakuji Ikeda, Okabe H., The Mechanism of Reaction of Sulfur Compound with Steel Surface during Boundary Lubrication using S 35 as a Tracer. *ASLE. Trans.* **5**, *1*, 76—314 (1962).
27. Vinogradov G. V., Nametkin N. S., Nossov M. I., Antivear and Antifriction Properties of Polyorgano-siloxones and Their Mixtures with Hydrocarbours" *Journ. of Basic Engin.* 747—753 sept. (1965).
28. Rozeanu L., Preoțescu O., Considerații asupra uzurii ansamblurilor de frecare în perioada de rodaj *SCMA, 1,* 85—106 (1957).
29. Pavelescu D., Aspecte ale dependenței perioadei inițiale a uzurii de factorii mecanici și chimici în cazul frecării de alunecare mixtă sau limită. *SCMA, 3,* 570—572 (1965).
30. Iliuc I., „Evoluția coeficientului de frecare la un cuplu cu trei contacte liniare". *Comunic. Conferința de Mecanică Aplicată,* Buc. sept. 1965.
31. Mustafa R. M., „Considerații asupra determinării temperaturii de rupere a filmului de lubrifiant". *Comunic. Conferința de Mecanică Aplicată* Buc. sept. 1965.
32. Pavelescu D., Iliuc I., Studiu prin metode radioactive a influenței vîscozității asupra grosimii filmului de lubrifiant *SCMA 3,* 461 (1958).
33. Macconochie O. I., Cameron A., Measurement of Oil-Film Thickness in Gear Teath. Trans of the ASME. D. *Journ. Basic Eng.* March (1960).

34. Tipei N., *Hidroaerodinamica lubrificației* Ed. Academiei R. P. România, 1957, 23, 57.
35. Tipei N., Constantinescu V. N., Nica Al., Biță O., *Lagăre cu alunecare* Ed. Academiei R P. România, 1961, 36—37, 373—397.
36. Lunn B., Epilamen — und Mischreibung aus der Sicht des Metalekundlers, *V.D.I. Berichte, Reibung und Schmirung; B.* **20**, 41 (1957).
37. Nica Al. Barbu C., Studiul unor materiale antifricțiune zinc-aluminiu de înlocuire pentru lagărele de alunecare. *SCMA* 12, **4**, 1961, 827—838.
38. Vasilca Gh. S., Nica Al. „Aspecte de structură în suprafața activă la unele materiale antifricțiune pentru lagăre". *SCMA 2*, 1963 311.
39. Vasilca Gh., Biță O., Dincă I., Acțiunea concomitentă, în procesele de frecare și uzură, a fazelor dure și moi, în cazul structurilor metalice cu matrice semidură. *SCMA. 2* 1964 461—473.
40. Marcu V., Asupra lagărelor cu cupluri de frecare inversate, obținute prin pulverizare de metale. *SCMA, 4* 1964, 1031.
41. Wenderoth G. H., *Untersuchungen über den Verschleiss von Granguss mit einer Prüf machine für hin- und hergehende Bewegung.* Dissertation, Tech. Univers. Berlin, 1960, 83.
42. Biță O., Dincă I., Aspecte ale frecării și uzurii în cazul lubrifierii cu bisulfură de molibden. *SCMA*, **18**, *2*, 250—251 (1965).
43. Țurcan G., Vinogradov G. V., O nouă mașină cu patru bile pentru aprecierea proprietăților de antiuzură ale uleiurilor lubrifiante. *I.D.T.* din *Zavod lab.* **25**, *11*, 1394—1396 (1959).
44. Vinogradova I. N., *Prisadki k Meslam dlia singeniie treniie i iznosa* Gostroizdat, 1963.
45. Zaslavski Iu. S., *Metode de cercetare prin radiații a proprietăților antiuzură a uleiurilor lubrifiante. Tr. I. r.* metodî ispitaniia s ispolzovania radioaktionîh izotopov. Izd. Akad. Nsuk. S.S.S.R. 1962, 182—191.
46. Bisson E., Etude du frottement et de l'usure à des température élevées ou très basses. *Rev. de l'Inst. Franç. du Pétrole*, **16**, *4*, 495—505 (1961).
47. Tamás L., Cercetarea proprietății de ungere prin tehnica trasorilor radioactivi. *Magyar Kémikusok Lapja, 9*, Budapest, sept. 381 (1960).
48. Biță O., Dincă I., Comportarea la sarcini ridicate a unor aditivi pe bază de fosfor SCMA XIII, 5, 1223—1224 (1962).
49. Biță O., Dincă I., Reducerea timpului de rodaj prin metode chimice. I.D.T. București, 1962, *Conf. asupra tehnicii așchierii și rodajului* 1960 *20*, 22—24.
50. Pavelescu D., Iliuc I., Barbul S., „Aspecte privind proprietățile de antiuzură ale unor aditivi de E.P., la temperaturi ridicate" *SCMA* **14**, *6*, 1479—1484 (1963).
51. Pavelescu D., Iliuc I., Barbul S., Studiul unei metode radioactive pentru aprecierea calităților lubrifiante a uleiurilor prin prizma uzurii suprafețelor. *SCMA, 2*, (1961).
52. Pavelescu D., Iliuc I., Barbul S., Studiul unei metode radioactive pentru aprecierea calităților lubrifiante ale uleiurilor aditive prin prizma uzurii suprafețelor II. *SCMA. 1*, 200 (1962).
53. Feyer S., Precup I., *Aditivi pentru uleiuri minerale* Ed. Tehnică București 1964, 9—10.
54. Kutikov A. A., *Despre momentul de frecare static al lagărelor de rostogolire.* Trad. l. r. Izvestia Vuz-ov. MVO SSSR (Mașinostroenie) g. 1959.
55. Deriaghin B. V., The Mechanism of Boundary Lubrication and the Properties of the Lubricating Film-Wear. Febr. 4, (1958).
56. Vogelpohl G., „Reibung als Widerstand gegen Bewegung, ein Kernproblem der Mechanik". *Comunic. Conferința de mecanică Aplicată*, București, sept. 1965.

Manuscris predat la 22 decembrie 1965.

A Concise Encyclopaedia of Metallurgy. (O enciclopedie concisă de metalurgie)

A. D. MERRIMAN,

Enciclopedia are 1179 de pagini, 246 figuri, 236 tabele și cuprinde peste 7 000 de definiții ale diferiților termeni folosiți în metalurgia modernă și domenii conexe.

Enciclopedia este editată de Elsevier Publishing Company din Amsterdam, în anul 1965. Pentru orientarea publicului prețul de 17,50 Dfl (monedă olandeză) este dat și în alte unități monetare și anume 1,15 £ (liră sterlină) și 19,50 DM (marcă germană).

Din prefață reiese că răsunetul larg al ediției de bibliotecă publicată anterior a contribuit în mare măsură la apariția enciclopediei în formatul nou de buzunar, potrivit pentru uzul de laborator, birou și săli de clasă. Textul enciclopediei cuprinde în plus termenii care se folosesc actualmente în diferite domenii ale metalurgiei. In acest fel enciclopedia oferă studentului, tehnologului, metalurgistului și cercetătorului un cuprinzător „vade-mecum" la un preț acceptabil.

Titlul de „Enciclopedie concisă" s-a ales pentru a arăta că majoritatea definițiilor sînt mai concise decît este uzual într-un dicționar simplu.

Ca introducere se dau trei tabele și anume un tabel cu prescurtările și simbolurile din enciclopedie, un tabel cu unele prescurtări uzuale în literatura străină și un tabel cu proprietățile fizice ale metalelor (simbol, greutatea atomică, densitate, modul de elasticitate, coeficient de dilatație, căldură specifică, conductibilitate, punct de topire, punct de fierbere, rezistență specifică, conductibilitate, echivalent electrochimic).

De remarcat este faptul că enciclopedia cuprinde mai multe sute de denumiri uzuale ale diferitelor aliaje feroase și neferoase cu compozițiile lor.

In general toți termenii sînt concișI și bine definiți, ceea ce denotă că autorul este un foarte bun cunoscător al metalurgiei.

La termenul „Oțel aliat" se pornește de la oțelul obișnuit care conține pe lîngă carbon și cantități mici de siliciu, sulf, mangan, fosfor și se definește oțelul aliat ca oțelul care conține și alte elemente de aliere introduse în mod intenționat, sau oțelul în care siliciul și manganul sînt în cantități mai mari. In statisticile Government și Iron and Steel Federation denumirea de oțel aliat se dă altor oțeluri decît celor rapide, care conțin unele din elementele mai jos menționate în cantitățile indicate :

— Cr sau Ni — 0,4% sau mai mult,
— Mo, W sau V — 0,1% sau mai mult,
— Mn — 10% sau mai mult.

Deci la acest termen pe lîngă definirea clasică se mai dă și definiția folosită în statistici guvernamentale și ale unei federații de specialitate.

Poate că era bine ca la înșirarea elementelor care însoțesc carbonul (oțel obișnuit) manganul să apară înaintea siliciului, deoarece multe calități de oțeluri moi folosite pentru fabricarea tablelor și profilelor sînt fără siliciu. La aceasta se mai poate adăuga că manganul este un element de aliere ca și siliciul, pe cînd sulful și fosforul sînt impurități nedorite (excepție fac oțelurile cu fosfor și sulf folosite la automate).

D. POPOVICI

High Strength Materials (Materiale de înaltă rezistență) editată de V. F. Zackay.

Cartea „High Strength Materials" editată de Dr. Victor F. Zackay de la Universitatea California din Berkeley (SUA) a apărut în editura John Wiley and Sons, Inc. New-York-London-Sydney în anul 1965 și cuprinde referatele, completările la referatele prezentate, întrebările și discuțiile celui de „Al II-lea Simpozion Internațional asupra materialelor" ținut la Universitatea California din Berkeley, în perioada 15—18 iunie 1964.

Scopul celui de al II-lea simpozion era de a prezenta, discuta și publica în fața unui for științific competent problemele și rezultatele cercetărilor efectuate în domeniul materialelor metalice și nemetalice. S-a urmărit de asemenea posibilitatea de a determina o relație între structură și rezistență la materialele de înaltă rezistență folosite în mod curent și posibilitatea de a identifica mecanismele de bază ale procesului de întărire.

La acest simpozion s-au prezentat în total 22 de lucrări, rodul muncii unui număr de 56 de autori. Lista autorilor cu locul de muncă și localitatea apare după prefață.

După fiecare lucrare mai apar completările, întrebările și discuțiile purtate pe marginea expunerii, ceea ce arată clar interesul față de lucrările prezentate.

În cartea care cuprinde 851 de pagini și circa 200 de figuri, fiecare lucrare reprezintă cîte un capitol.

Capitolul 1: *High-Strength Materials* (Materiale de înaltă rezistență).

Autor: J. FRIEDEL (8 figuri, fără bibliografie).

Din acest capitol reiese că întărirea unui material la temperaturi joase sau temperaturi înalte este posibilă dacă se evită dificultățile care apar. Este vorba de evitarea fragilității la temperaturi joase și a auto-difuziei la temperaturi înalte.

Capitolul 2: *Prediction of High Temperature Metallic Phase Diagrams* (Previziune pentru diagramele fazei metalice la temperaturi înalte).

Autor: L. BREWER (30 figuri, 24 tabele, 151 titluri bibliografice, discuții).

În această lucrare se folosește corelația lui Engel între configurația electronică și structura cristalină, împreună cu teoria solubilității, cu scopul de a găsi structurile diferitelor faze ale unei diagrame și domeniul de variație a compoziției fazelor.

Capitolul 3: *Termodynamics and High-Strength Materials* (Termodinamica și materialele de înaltă rezistență).

Autori: A. W. SEARCY și L. N. FINNIE (3 figuri, 3 tabele, 38 titluri bibliografice, discuții).

În lucrare atenția este îndreptată asupra variației solubilității și a proprietăților termodinamice în soluții în care activitățile soluțiilor variază în mod liniar cu concentrația, adică urmează legea lui Henry.

Capitolul 4: *Some Fundamental Considerations in Design of High-Strength Metallic Materials* (Cîteva considerații fundamentale în elaborarea materialelor metalice de înaltă rezistență).

Autori: V. F. ZACKAY și E. R. PARKER cu o completare de J. FRIEDEL (19 figuri, 17 titluri bibliografice, completarea 2 figuri, 2 titluri bibliografice).

În lucrare se compară limita de curgere la întindere maximă obținută în prezent la aliajele unui număr de zece metale comune cu valorile care se pot obține în mod teoretic și se arată că între altele s-a găsit tehnica pentru mărirea limitei de curgere la oțelul H-11 de la 340 000 psi (cca. 239 kg/mm^2) la 400 000 psi (cca. 280 kg/mm^2), fără reducerea în mod simțitor a alungirii.

Completarea are titlul *„Influence of Splitting on the Theoretical Elastic Limit"* (Influența „despicării", „fragmentării" asupra limitei elastice teoretice).

Capitolul 5 : *The Structure and Properties of Quenched Iron Alloys* (Structura și proprietățile aliajelor de fier călite).

Autori : W. S. OWEN, E. A. WILSON și T. BELL (22 figuri, 85 titluri bibliografice, discuții).

Lucrarea se ocupă cu structurile care apar în probe răcite cu viteză mai mare de 5 °C/minut, cu toate că cele mai multe din probe au fost răcite cu viteze mai mari de 500 °C/secundă și în anumite cazuri chiar cu 20 0000 °C/secundă. Pentru încercări se folosește un aliaj al fierului cu 0—33% at. nichel.

Capitolul 6 : *Strengthening Mechanismus in Ferritic and Austenitic Steels* (Mecanismul de întărire la oțelurile feritice și austenitice).

Autori : R. W. K. HONEYCOMBE, H. J. HARDING și J. J. IRANI. (33 figuri, 2 tabele, 20 titluri bibliografice, discuții).

În lucrare se examinează două căi bine distincte de mărire a rezistenței unei „matrițe" din fier de înaltă puritate.

Capitolul 7 : *Structure and Strength of Some Ausformed Steels* (Structura și rezistența unor oțeluri tratate termomecanic).

Autori : G. THOMAS, D. SCHMATZ și W. GERBERICH (25 figuri, 5 tabele, 33 titluri bibliografice, discuții).

Completare : *The Role of Carbon in Ausforming* (Rolul carbonului în tratamentul termo-mecanic).

Autori : L. RAYMOND, W. W. GERBERICH și C. F. MARTIN (4 figuri 3 tabele, 6 titluri bibliografice).

Completare : *The Effect of Alloying Additions on the Ausforming Response of Steels* (Efectul adaosurilor de aliere asupra felului cum reacționează oțelurile la tratamentul termo-mecanic).

Autori : R. PHILLIPS și W. E. DUCKWORTH (6 figuri, 2 tabele, 33 titluri bibliografice).

În lucrare se arată că tratamentul termo-mecanic (ausforming) produce structuri martensitice cu proprietăți superioare în comparație cu austenitele transformate în mod direct. În acest proces carbonul are un rol esențial.

Capitolul 8 : *Microstructural Aspects of Stress-Corrosion Failure.* (Aspecte microstructurale ale deteriorării prin tensiuni de coroziune).

Autori : P. R. SWANN și J. D. EMBURY (22 figuri, 41 titluri bibliografice, discuții).

În lucrare se dau încercările și rezultatele obținute cu scopul de a determina dacă dislocațiile au o anumită influență asupra nucleației și propagării fisurilor provocate de tensiuni de coroziune.

Capitolul 9 : *On Lattice Effects and the Strength of Alloys* (Despre efectele de rețea și rezistența aliajelor).

Autori : T. L. JOHNSTON, A. S. TETELMAN și A. J. MC.EVILY, JR. (10 figuri, 19 titluri bibliografice, discuții).

În lucrare se face o încercare de a indica importanța rezistenței rețelei față de deplasări de dislocație în anumite tipuri de materiale de înaltă rezistență. Definiția de rezistența rețelei folosită în lucrare cuprinde concepția cunoscută Peierls-Nabarro, aplicabilă la solide elementare și compuși.

Capitolul 10 : *Deformation and Transformation Structures in Shock Loaded Iron-Base Alloys.* (Structuri de deformare și de transformare în aliaje pe bază de fier încărcate cu șocuri).

Autorii : W. C. LESLIE, D. W. STEWENS și M. COHEN (29 figuri, 5 tabele, 67 titluri bibliografice, discuții).

Această lucrare nu este o recenzie a efectelor metalurgice ale undelor de șoc, ci este o dare de seamă despre unele rezultate nepublicate care se referă la trecerea șocului exploziv planar prin aliaje (pe bază) de fier.

Capitolul 11 : *The cryogenic Properties of Metals* (Proprietățile criogenice ale metalelor).

Autor: H. CONRAD, (46 figuri, 8 tabele, 207 titluri bibliografice, discuții).

In lucrare se face o recenzie în mod critic despre informațiile existente asupra comportării mecanice ale metalelor la temperaturi criogenice, cu scopul de a evalua stadiul actual al cunoștințelor și de a determina acele principii de ghidare care vor fi de ajutor în selectarea și elaborarea materialelor care se folosesc la temperaturi joase.

Capitolul 12: *Slip Mechanismus in Single Crystals of Hexagonal Close-Packed Phase* (Mecanismul de alunecare în monocristalele fazei hexagonale compacte).

Autori: J. E. DORN, J. B. MITCHELL (31 figuri, 4 tabele, 91 titluri bibliografice, discuții).

Obiectul prezentei lucrări este de a trece în revistă stadiul actual al cunoștințelor despre mecanismele de dislocare, cu speranța că această informare va aduce lumină asupra factorilor care trebuie modificați, cu scopul de a stabili bazele preliminare pentru dezvoltarea în viitor a aliajelor cu structură hexagonală de înaltă rezistență, având o ductilitate adecvată.

Capitolul 13: *Fiber-Strengthened Materials* (Materiale întărite cu fibre).

Autori: A. KELLY, W. R. TYSON (20 figuri, 1 tabel, 11 titluri bibliografice, discuții).

Obiectul prezentei lucrări este de a examina interacțiunea „matriței" și a „fibrelor" într-un compus întărit cu fibre. Această chestiune este de interes deoarece actualmente există materiale fibroase cu rezistențe peste 500 000 psi (350 kg/mm^2) și cu modulul lui Young depășind 50×10^6 psi (35×10^3 kg/mm^2).

Capitolul 14: *The Growth of Fiber Structures from the Melt* (Creșterea structurilor fibroase din topitură).

Autor: G. J. DAVIES (23 figuri, 53 titluri bibliografice, discuții).

Din lucrare reiese că rezultatele experimentale confirmă ipotezele și ca atare tehnica de creștere a structurilor fibroase poate fi considerată ca o cale de a produce materiale de înaltă rezistență.

Capitolul 15: *Predictions of Macroscopic Flow Characteristics from Dislocation Behaviour in Graphite* (Previziuni referitoare la caracteristicile curgerii macroscopice din comportarea dislocației în grafit).

Autor: G. K. WILLIAMSON (12 figuri, 15 titluri bibliografice, discuții).

Din lucrare reiese că și grafitul poate fi întărit prin anumite procedee care împiedică mișcarea de dislocație, și că asemenea procedee de întărire nu vor avea un efect prea puternic asupra ductilității la rupere.

Capitolul 16: *Strengthening Glass and Glass-Ceramics by Built-In Surface Compression* (Întărirea sticlei și a ceramicelor sticloase prin folosirea compresiunii de suprafață).

Autor: S. D. STOOKEY (2 tabele, 9 titluri bibliografice, discuții).

Din lucrare reiese că în anii viitori se vor putea elabora sticle și ceramice sticloase cu rezistența de întindere variind între 100 000 psi și 300 000 psi (70 kg/mm^2 și 210 kg/mm^2). In prezent se pare că este posibil în mod teoretic de a atinge 500 000 psi (350 kg/mm^2).

Capitolul 17: *Surfaces, Stress- Dependent Surface Reactions, and Strength* (Suprafețe, reacții de suprafață dependente de tensiune, rezistență).

Autori: W. B. HILLIG, R. J. CHARLES (7 figuri, 1 tabel, 22 titluri bibliografice, discuții).

Modelul generalizat al coroziunii prin tensiune, apare ca fiind capabil de a descrie comportarea la rupere întîrziată în sticlă. La materialele deformabile în mod plastic, fenomenele devin mai complexe.

Capitolul 18: *Deformation Behaviour of Refractory Compounds.* (Comportarea la deformare a compușilor refractari).

Autor: R. L. COBLE (8 figuri, 36 titluri bibliografice, discuții).

Deoarece studiile asupra comportării la deformare a monocristalelor și a compușilor refractari policristalini la temperaturi înalte au arătat că există diferențe importante, în lucrare se studiază din acest punct de vedere oxidul de aluminiu, oxidul de beriliu, oxidul de magneziu, clorura de sodiu, carburi de siliciu.

Capitolul 19: *The Sources of Strength and Brittleness in Intermetallic Compounds* (Surse ale rezistenței și fragilității în compușii intermetalici).

Autor: *J .H. WESTBROOK* (23 figuri, 3 tabele, 92 titluri bibliografice, discuții).

În lucrare se tratează în mod sumar ceea ce este bine cunoscut și ceea ce s-a observat incidental în legătură cu rezistența și fragilitatea, cu scopul unor aplicații practice în viitor și a elucidării domeniilor pentru investigații.

Capitolul 20 : *Organic Polymers and Composites* (Polimeri organici și compoziții).

Autor : *T. ALFREY JR.* (15 figuri, 1 tabel, 26 titluri bibliografice, discuții).

Lucrarea se ocupă de polimerii organici, sintetici sau naturali având o varietate mare de structuri moleculare și caracteristici mecanice corespunzătoare.

Capitolul 21 : *Engineering and Continuum Aspects of High-Strength Materials* (Aspecte inginerești și continue ale materialelor de înaltă rezistență).

Autor : *D. C. DRUCKER* (12 figuri, 2 tabele, 19 titluri bibliografice, discuții).

Din lucrare reiese că concepțiile continue elementare au explicat unele aspecte ale comportării materialelor în funcție de microstructura lor.

Capitolul 22 : *The Acceleration of History* (Accelerarea istoriei).

Autor : *G. PIEL* (13 figuri).

Se discută legea lui Henry Adams, cunoscută ca legea accelerației, care explorează relațiile dintre știință și istoria societății.

D. POPOVICI

TEORIA ȘINEI FĂRĂ JOANTE SUPUSE LA VARIAȚII DE TEMPERATURĂ

Editura Academiei Republicii Socialiste România — București 1965 — 259 pagini, 112 figuri, 3 tabele

C. C. TEODORESCU

Lucrarea are drept scop stabilirea forțelor ce se nasc în șina sudată continuu în urma variațiilor de temperatură între vară și iarnă, produse de dilatarea și contracția ei. Pe baza acestora se pot calcula deplasările liniei și eforturile unitare produse în șină.

Lucrarea tratează problema cu rigurozitatea matematică necesară, demonstrînd toate deducțiile și trăgînd toate consecințele din ipotezele puse la bază. Ea arată și aspecte practice ale problemei, rezolvînd diferite exemple numerice, ce se pot prezenta în calcule.

O introducere (50 de pagini) arată stadiul acestei probleme în literatura de specialitate, sprijinită pe referințe de 92 titluri și autori.

Lucrarea este împărțită în trei părți.

A. Teoria statică a lunecării traverselor (112 pagini) prezintă teoria admisă în lumea feroviară, în care se consideră că dilatarea este împiedecată de o rezistență longitudinală a căii, constantă de-a lungul unei porțiuni de cale, porțiunea care „respiră". Restul liniei rămîne nemișcat. Se cercetează în adînc această ipoteză arătînd mersul forțelor la încărcare și descărcare. Se cercetează șina cu un număr oarecare de traverse, deducînd jocul forțelor și al deplasărilor, pe baza ipotezei admise. Se dau reprezentări grafice spațiale, care vizualizează fenomenul și-l face mai ușor de înțeles. Se examinează și cazul unei rezistențe acționînd la capăt, de natură activă sau pasivă. În această ipoteză se urmărește rezistența fiecărei traverse, se obțin forțe punctuale, aplicate în lungul șinei, în dreptul traverselor.

Se examinează și cazul unei rezistențe longitudinale continui, uniform distribuită de-a lungul șinei și se dau formulele de calcul și în acest caz.

Se atrage atenția asupra faptului că fenomenul nu este reversibil, obținînd alte eforturi și alte deplasări la dilatare și la contracție. În caz de variații repetate se introduce o buclă de histeresis, în interiorul căreia se vor găsi valorile obținute în decursul timpului.

Deși se prezintă aci materialul cunoscut în literatură, totuși modul de prezentare este nou, cu sugestii noi referitor la noțiunile admise (temperatură neutră, mișcarea traverselor).

B. Teoria elastică a patului căii (207 pagini) prezintă o ipoteză elastică în care rezistențele longitudinale opuse de traverse sînt proporționale cu deplasările acestora. Această proporționalitate are însă o limită, după care se produce lunecarea traversei.

Se tratează astfel fenomenul comparînd primul caz, rigid, cu noua ipoteză, elastic și examinînd și diferite ipoteze rigido-elasto-plastice, unele din ele propuse în literatură. Se alege cazul simplu al corpului ideal elasto-plastic și se tratează șina cu un număr oarecare de traverse ca un sistem static nedeterminat. Pe un exemplu cu 10 traverse, tratat numeric, se poate urmări mersul calculelor.

Se tratează cazul șinei de lungime infinită, cu un număr foarte mare de traverse, ceea ce duce la problema delicată a rezolvării unui sistem de ecuații liniare cu un număr infinit de necunoscute. Se rezolvă problema prin stabilirea unei relații de recurență, care permite

calculul mecanic. Calculele s-au făcut pentru diferite variante, cu mașina electronică CIFA, la Institutul de fizică atomică. In mod practic ne putem opri la un număr de termeni, la care eroarea este cunoscută și destul de mică. S-a ales 0,001. Cu aceasta s-au calculat forțele, deplasările traverselor și eforturile unitare în șină. S-a putut da o formulă simplă pentru calculul deplasării unei traverse oarecare și s-a construit bucla de histeresis. Se dau diagrame spațiale care redau imaginea fenomenului și se calculează exemple numerice care răspund la diferite probleme practice.

Se tratează și cazul unei rezistențe continui a patului căii, tot în ipoteza elastică, ceea ce conduce la o ecuație diferențială de ordinul II, care permite exprimarea rezistenței, deplasărilor și eforturilor unitare prin funcții hiperbolice.

Această parte constituie o contribuție originală la folosirea ipotezei elasto-plastice, care nu a fost atacată sub această formă în literatura feroviară.

C. Partea experimentală (65 de pagini) se bazează pe supravegherea unei porțiuni de linie sudată și a măsurătorilor de deplasări și temperaturi făcute zilnic timp de doi ani. Aceste măsurători au fost valorificate statistic, calculîndu-se valorile medii, abaterile patratice, coeficienții de corelație, grupînd rezultatele pentru lunile calde și lunile reci.

Cu ajutorul acestor date experimentale se face confruntarea celor două teorii expuse. Se trage concluzia că ipoteza elastică îmbracă mai bine colectivul de măsurători experimentale și este mai aproape de realitate decît ipoteza statică a lunecării traverselor.

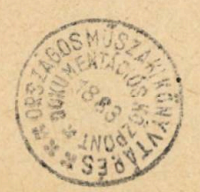
Lucrarea tratează această problemă actuală a șinei sudate în mod original, folosește calculele numerice la mașina electronică, metodele statisticii matematice și se prezintă la un nivel științific ridicat.

Lucrarea profesorului emerit C. C. Teodorescu este sinteza unei preocupări continue de mulți ani, într-un domeniu de o importanță tehnică și economică deosebită. Calea fără joante se aplică de mai mulți ani. La noi în țară trecerea de la șine îmbinate prin eclise la cale fără joante este în curs. Tehnologia procedeelor de sudare și utilajele folosite la realizarea căii fără joante sînt puse la punct mai de mult, dar a lipsit în literatura de specialitate universală un studiu amplu, teoretic, de nivel ridicat și verificat experimental, asupra comportării căii fără joante la variații de temperatură, tratînd fenomenele de interdependență ce apar între șina lungă sudată și infrastructura căii. In această situație cartea „Teoria șinei fără joante supuse la variații de temperatură" umple un gol în literatura de specialitate și este folositoare pentru toți care au contingențe directe sau indirecte cu acest sector important al exploatării feroviare.

Prin grija Editurii Academiei Republicii Socialiste România lucrarea a putut să apară în condiții foarte bune. Socotim însă că prin tipărirea lucrării unui specialist român în acest domeniu, într-o limbă de largă circulație, ar fi putut deveni mai cunoscută și în alte țări în care introducerea căii fără joante este în curs sau a devenit actuală.

ȘT. NĂDĂȘAN

I.P.B.T. — 1502/1966.



C. PANDELESCU

PROPRIETĂȚILE REOLOGICE ȘI EFICIENȚA SEPARĂRII, LA PREPARAREA ÎN SUSPENSII GRELE

Cunoașterea proprietăților reologice ale suspensiilor grele permite ca prin determinări efectuate pe baza unor analize inițiale să se estimeze rezultatele probabile ale separării în suspensii grele a unui material dat; de asemenea, pe baza acelorași determinări, este posibilă stabilirea prealabilă a anumitor condiții de lucru care să ducă la obținerea rezultatelor cele mai favorabile.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 5—17

P. ILIE

INFLUENȚA REACTIVILOR REGULATORI ASUPRA FLOTĂRII UNOR MINERALE DE METALE RARE CU OLEAT DE SODIU

Studiul acțiunii diferiților reactivi regulatori asupra flotării monazitei, piroclorului, zirconului și microclinului cu oleat de sodiu a arătat că silicatul de sodiu și sulfura de sodiu acționează selectiv și permit separarea monazitei de piroclor și zicron, iar sărurile metalelor polivalente reduc flotarea mineralelor utile și favorizează flotarea microclinului.

Determinările radiometrice au arătat că reducerea flotării piroclorului și zirconului se datorește reducerii selective a cantității de oleat de sodiu ce se fixează pe minerale și fixării selective a sulfurii de sodiu. Spectrele în infraroșu au arătat că acțiunea selectivă a sulfurii de sodiu se datorește ionilor SH^-.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 19—32

I. TRIPȘA, M. COSTESCU

CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA RETOPIRII ELECTRICE SUB ZGURĂ ASUPRA CALITĂȚII OȚELURILOR DE RULMENȚI

În lucrare se prezintă rezultatele experimentărilor de retopire a oțelului de rulmenți. Se constată o creștere a purității și omogenității oțelului, ceea ce influențează pozitiv calitatea acestuia.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 33—44

E. PINCOVSCHI, A. ZAHARIA

INTERACȚIUNEA DINTRE FAZELE SOLIDE, ÎN PROCESUL OXIDĂRII SULFURILOR METALELOR GRELE

În lucrare se studiază condițiile în care interacționează diferitele faze solide care pot apărea în procesul oxidării sulfurilor metalelor grele. Studiul ia în considerare atît interacțiunile dintre produșii de reacție ai sulfurilor simple, cît și dintre produșii care se formează în cazul oxidării sistemelor complexe de sulfuri. Pe baza datelor experimentale și a calculului termodinamic se precizează anumite reguli, cu caracter mai general, privind modul de interacțiune a diferiților componenți în funcție de condițiile de lucru.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 45—62

N. SASSU

INFLUENȚA TEMPERATURII DE REVENIRE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ȘI STRUCTURII CRISTALINE FINE ALE OȚELURILOR DUPĂ TRATAMENTUL TERMOMECANIC LA TEMPERATURI SUPERIOARE (TTMTS)

Rezultatele prezentei lucrări arată că TTMTS micșorează influența temperaturii de revenire asupra scăderii caracteristicilor de rezistență. Indiferent de temperatura de revenire, rezistența și plasticitatea oțelului sînt superioare la epruvetele supuse TTMTS.

S-a cercetat influența TTMTS asupra oțelurilor silicioase după diferite grade de deformare și efectul „reversibilității". Pe baza datelor experimentale obținute s-a stabilit că după TTMTS și revenire înaltă urmată de o recălire rapidă și revenire joasă, rezistența și plasticitatea oțelului nu se micșorează și se mențin aproape la același nivel cu cele obținute direct după tratamentul termomecanic.

Cercetarea structurii cristaline fine a oțelurilor a arătat că prin creșterea temperaturii de revenire blocurile se măresc neînsemnat după TTMTS, iar densitatea dislocației se micșorează treptat și se menține superioară la toate temperaturile de revenire la epruvetele supuse TTMTS.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 63—77

M. RAȚIU

DESPRE DESFĂȘURAREA PENETRĂRII LA ÎNCERCĂRILE STATICE DE DURITATE

In baza unor măsurători executate pe plăcuțe etalon cu aparate cu încărcări directe cu program — construcțiile Institutului de metrologie Timișoara — se analizează influența aplicării unor viteze de încărcare de 0,2 mm/s ; 1 mm/s și 5 mm/s cu o durată de încărcare de 15 s și 30 s asupra determinării durității Brinell, Vickers și Rockwell. Din înregistrările diagramelor cursă de penetrare — timp, se constată că desfășurarea deformării la toate încercările executate este condiționată pe de o parte de mărimea efectului dinamic de aplicare a sarcinii, iar pe de altă parte de tendința straturilor superficiale de a se reduce viteza de deformare odată cu creșterea vitezei de aplicare. Pentru ca să se obțină urme cu aceleași dimensiuni, se propune reglementarea vitezei de 1 mm/s și a duratei de 15 s, condiții cinematice în care la orice încercare Brinell, Vickers sau Rockwell s-a înregistrat încheierea practică a deformării straturilor superficiale.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 79—86

T. SĂLĂGEAN, M. HRELESCU și FR. BĂR

ASUPRA CONCENTRAȚIEI DE SATURAȚIE A PICĂTURILOR DE METAL TOPIT LA SUDAREA CU ARCUL ELECTRIC SUB FLUXURI CERAMICE

Pornind de la noțiunea de concentrație de saturație Y a picăturilor metalice care străbat spațiul arcului electric, se stabilesc relații între concentrația elementelor de aliere în înveliș sau flux x, concentrația reală în picături y și concentrația în cusătură Z. Pe baza acestor relații s-a introdus noțiunea de concentrație neutră x_0. Concentrația neutră x_0 permite să se judece modul în care se face alierea la nivelul picăturilor metalice pentru un sistem zgurifiant și un element de aliere dat. Fenomenele de aliere la nivelul băii de sudură pot fi apreciate după poziția relativă a curbei $Z=f(x)$ și dreptei $Y=k.x$.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 87—94

D. PAVELESCU

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ÎN DOMENIUL UZURII EVOLUȚIA CONCEPȚIILOR ASUPRA FENOMENULUI FRECĂRII

Lucrarea prezintă prima parte a unei sinteze mai mari. Se începe cu evoluția concepțiilor asupra fenomenului frecării. Va urma evoluția și stadiul concepțiilor teoretice asupra fenomenului uzurii, stadiul metodologiei și a aparaturii experimentale, precum și metodele de calcul la uzură și posibilitatea de aplicare în construcția de mașini.

Studii și cercetări de metalurgie, Tom. 11, nr. 1, 1966, p. 95—119

I.P.B.I. - 13

Revista „Studii și cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde și rubricile: referate, discuții, recenzii, informații și altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări științifice și tehnice.

ERATA

La pag. 83 textul figurii 4 corespunde celui al figurii 8 de la pagina 84.

La pag. 84 textul figurii 8 corespunde celui al figurii 4 de la pagina 83.

Studii și cercetări de metalurgie, nr. 1/1966.

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS DOKUMENTÁCIÓS INTÉZET

b) Figurile pe calc un exemplar, pe hîrtie ozalid 2 exemplare;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internațională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

★

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacție: Timișoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

ORSZÁGOS MŰSZAKI KÖNYVTÁR ÉS DOKUMENTÁCIÓS INTÉZET

1966 MAJ 2

ST. CERC. METALURG. TOM. 11 Nr. 1 P. 1—128 BUCUREȘTI 1966

43 834

Lei 18.—

F1162

REFERÁLVA

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 11, Nr. 2, 1966

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

R: 11

COMITETUL DE REDACȚIE

Acad. ȘT. NĂDĂȘAN — *redactor responsabil;* prof. I. HUBER PANU, membru corespondent al Academiei R.S.R. — *redactor responsabil adjunct,* conf. L. BOLEANȚU, Timișoara, prof. AL. DOMȘA, Cluj, ing. A. IEREMIA, Reșița, prof. ȘT. MANTEA, București, prof. VL. POPOVICI, Timișoara, ing. D. PAVELESCU, București, ing. C. PANDELESCU, București, ing. M. RAȚIU, Timișoara, conf. TR. SĂLĂGEAN, Timișoara, ing. I. TRIPȘA, București, ing. D. POPOVICI — *secretar științific,* Timișoara.

În țară, abonamentele se primesc la oficiile poștale, agențiile poștale, factorii poștali și difuzorii de presă din întreprinderi și instituții.

Comenzile de abonamente din străinătate se primesc la CARTIMEX, București, Căsuța postală 134—135 sau la reprezentanții săi din străinătate.

Manuscrisele, cărțile și revistele pentru schimb, precum și orice altă corespondență se trimit la Comitetul de redacție pe adresa: B-dul Mihai Viteazul 24 Timișoara.

STUDII ȘI CERCETĂRI DE METALURGIE
apare de două ori pe an

MAGYAR TUDOMÁNYOS AKADÉMIA KÖNYVTÁRA

STUDII ŞI CERCETĂRI DE METALURGIE

TOMUL 11, Nr. 2, 1966

EDITURA ACADEMIEI REPUBLICII SOCIALISTE ROMÂNIA

SUMAR

PREPARAREA MINEREURILOR

I. HUBER PANU, Contribuţii la determinarea prin calcul a rezultatelor flotaţiilor industriale 133

C. PANDELESCU, Studiu asupra determinării stabilităţii suspensiilor grele utilizate la concentrarea în medii dense 139

A. P. BODIU, Influenţa concentraţiei ionilor de CN şi a oxigenului activ asupra vitezei de dizolvare a Au din materiile prime naturale 155

I. CONSTANTINESCU, A. DARABONT, Cu privire la puterea necesară antrenării morilor cu bile 169

METALURGIE EXTRACTIVĂ

A. DOMŞA, Z. SPÂRCHEZ, Asupra reducerii oxizilor de fier direct cu gaz metan, în diferite variante tehnologice 179

I. TRIPŞA, O. HĂTĂRĂSCU, P. ŢOCU, Cercetări privind reducerea consumului de combustibil la furnal, prin utilizarea buretelui de fier 191

METALURGIE FIZICĂ

N. DRĂGAN, M. L. BERNŞTEIN, Tratamentul termomecanic al ţevilor laminate la rece 203

M. TRUŞCULESCU, Influenţa cobaltului asupra proprietăţilor mecanice ale oţelurilor aliate cu 9% nichel 221

ŞTEFANIA BAICU, HILDA HUBERT, Transformări microstructurale la revenirea oţelurilor refractare cu 12% crom, complex aliate 243

INCERCĂRI DE MATERIALE METALICE

W. SOETE, I. HEIRMAN, G. STOCKMAN, Măsura pierderii ductilităţii, produsă de fragilizarea tensotermică 251

M. HEMPEL, Cercetări cu privire la rezistenţa la oboseală a oţelurilor 261

V. HORAK, Contribuţii la mecanica ruperii fragile a corpurilor solide 291

M. RAŢIU, R. PREXL, Consideraţii asupra măsurării urmelor de duritate Vickers şi Brinell 299

GH. ILIESCU, O nouă metodă de determinare a rezistenţei la oboseală a oţelurilor carbon, bazată pe măsurarea viscozităţii magnetice 307

A. CONSTANTINESCU, M. BLUMENFELD, Calitatea ţevilor sudate electric în corelare cu anizotropia plană a benzilor laminate la cald 313

PROBLEME METALURGICE ALE SUDĂRII

U. FRANZ, Trecerea materialului şi influenţa sa asupra metalurgiei la sudare sub strat de flux 325

LUCRĂRI DE SINTEZĂ

D. PAVELESCU, Evoluția și stadiul cercetărilor asupra uzurii. Aspecte metalurgice ale frecării și uzurii 341

În memoria eminentului metalurg sovietic Ivan Augustovici Oding 371

RECENZII

CH. MASSONET, Résistance des matériaux 373
B. A. ROGERS, The nature of metals 377
J. Y. TARNOVSKII, A. A. POZDEYEV, V. B. LYASHKOV, Deformation of metals during rolling 379
Canadian Welding Bureau, Welding fundamental principles and practices . . . 381
Acad. ȘT. NĂDĂȘAN și colaboratori, Încercări și analize de metale 383
I. FĂCĂOARU, C. NEGOIȚĂ, A. BERNATH, Măsurări și control cu ultrasunete . . 387

CONGRESE

Adunarea anuală a Institutului Internațional de Sudură, I.I.S. 387

CONTRIBUȚII LA DETERMINAREA PRIN CALCUL A REZULTATELOR FLOTAȚIILOR INDUSTRIALE

I. HUBER PANU,

Membru corespondent al Academiei Republicii Socialiste România

Se stabilește o relație generală care exprimă rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu nu număr oarecare de celule în serie, funcționînd în flux continuu, în funcție de mai mulți parametri caracteristici procesului de flotație în flux continuu. Se arată că este posibil să se reducă numărul parametrilor care trebuie determinați experimental și se deduc formule care permit ca, pe baza datelor experimentale determinate folosind o singură celulă, să se calculeze rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu un număr oarecare de celule în serie.

Datele necesare proiectării instalațiilor de flotație precum și unele din datele utilizate în cursul exploatării acestor instalații, se obțin adesea prin cercetări experimentale executate în celule de flotație de laborator cu funcționare discontinuă, deși instalațiile de flotație industriale funcționează în flux continuu. Ecuațiile privitoare la cinetica flotației, a căror aplicare la flotațiile industriale prezintă mare interes, sînt stabilite pentru procese de flotație discontinui, iar constantele acestor ecuații se determină de obicei pe baza unor experiențe de flotație discontinuă.

Folosirea datelor și a ecuațiilor corespunzătoare proceselor de flotație cu flux discontinuu, la instalațiile de flotație industriale, trebuie să se facă ținînd seamă de factori care diferențiază procesul de flotație continuu de cel discontinuu. Astfel trebuie să se țină seamă că mașinile obișnuite de flotație industrială fiind separate în celule în care are loc o puternică agitare, concentrația de substanță utilă în decursul desfășurării procesului variază discontinuu, în fiecare celulă trebuind să se ia în considerare o concentrație medie de substanță utilă și o durată medie de rămînere a tulburelii în celulă.

Pentru condiții normale de funcționare a instalațiilor de flotație industriale, cînd nu au loc variații apreciabile în ceea ce privește cantitatea și calitatea tulburelii de alimentare a mașinii de flotație, se poate presupune că regimul de funcționare este continuu și permanent; aceasta înseamnă că în fiecare celulă alimentarea și produsele separate sînt constante

în timp în ceea ce privește toate caracteristicile lor (concentrație în substanță utilă și în minerale însoțitoare, diluție etc.).

Pentru instalații de flotație cu funcționare în flux continuu s-a stabilit [1], [2] relația :

$$m = 1 - (1 + K\tau)^{-n} \tag{1}$$

care exprimă extracția m de substanță utilă în funcție de numărul n de celule identice în care are loc flotația, de timpul mediu τ de rămînere a tulburelii într-o celulă și de o constantă K caracterizînd viteza de flotație a substanței minerale utile.

Dar, așa cum se va arăta, valabilitatea acestei relații este limitată de îndeplinirea mai multor condiții care adeseori nu au loc.

În cele ce urmează se stabilește o relație generală privitoare la rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu un număr oarecare de celule, din care se deduc relații cu valabilitate mai largă decît aceea a relației (1). Relațiile deduse permit ca pe baza datelor experimentale determinate, lucrînd cu o singură celulă, să se calculeze rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu orice număr de celule în serie.

Vom presupune la început că materialul prelucrat este monodispers sau că luăm în considerare numai o clasă granulometrică a unui material polidispers.

Fie z_{i-1} și z_i numărul de particule de substanță utilă flotabilă care se găsesc în unitatea de volum a tulburelii de alimentare respective de evacuare a celulei i. Concentrația medie în celula i este cuprinsă între valorile z_{i-1} și z_i, putînd fi exprimată prin

$$fz_i + (1-f)z_{i-1}$$

unde $0 < f < 1$.

În continuare notăm cu :

Q_{i-1} — debitul de tulbureală care intră în celula i,
Q_i — debitul de tulbureală care iese din celula i,
V_i — volumul de tulbureală care se găsește în celula i,
$\varkappa_i$ — raportul dintre volumul tulburelii și volumul tulburelii inclusiv bulele de aer existente în celula i, sub coloana de spumă,
N_i — numărul de bule de aer ce se găsesc în tulbureala aerată din celula i.

Flotația necesitînd ciocnirea dintre particulele de substanță utilă și bulele de aer, putem scrie că numărul de particule flotate în unitatea de timp, într-o celulă i, este proporțional cu produsul dintre numărul de bule de aer și numărul de particule de substanță utilă existente în celula i, adică

$$z_{i-1}Q_{i-1} - z_iQ_i = k_i\varphi_iN_i\varkappa_iV_i[fz_i + (1-f)z_{i-1}] \tag{2}$$

în care k_i este o constantă depinzînd de probabilitatea producerii ciocnirii dintre particulele minerale și bulele de aer în unitatea de timp, iar φ_i este raportul dintre numărul de ciocniri care au ca rezultat producerea adeziunii

particulelor la bulele de aer și menținerea acestei adeziuni pînă ce colectarea concentratului a avut loc și numărul total de ciocniri dintre particulele minerale și bulele de aer. Valoarea lui φ depinde în primul rînd de proprietățile superficiale ale particulelor minerale în condițiile create de acțiunea reactivilor folosiți.

Se observă că în relația (2) apare produsul

$$K_i = k_i \varphi_i N_i \varkappa_i \tag{3}$$

care este constanta vitezei de flotație din ecuațiile cineticii flotației [3], [4].

Observînd că durata medie τ_i de rămînere a tulburelii în celula i este

$$\tau_i = \frac{V_i}{Q_i} \tag{4}$$

și făcînd notația

$$r_i = \frac{Q_i}{Q_{i-1}} \tag{5}$$

din relația (2) se deduce

$$\frac{z_i Q_i}{z_{i-1} Q_{i-1}} = \frac{1 - r_i (1-f) K_i \tau_i}{1 + f K_i \tau_i}$$

Scriind pentru fiecare celulă o relație analogă cu precedenta și făcînd produsul relațiilor respective pentru n celule consecutive se obține:

$$\frac{z_n Q_n}{z_0 Q_0} = \prod_{i=1}^{n} \frac{1 - r_i (1-f) K_i \tau_i}{1 + f K_i \tau_i} \tag{6}$$

unde z_0 și z_n sînt numărul de particule de substanță utilă flotabile care se găsesc în unitatea de volum a tulburelii de alimentare a primei celule, respectiv în unitatea de volum a tulburelii de evacuare a celulei n, iar Q_0 și Q_n debitele de tulbureală respective.

Extracția de substanță utilă realizată în n celule este

$$m = \frac{z_0 Q_0 - z_n Q_n}{z_0' Q_0}. \tag{7}$$

S-a luat în considerare faptul că o parte din substanța utilă se poate găsi sub formă de particule neflotabile din diferite cauze (dezasociere insuficientă, suprafață alterată etc.), ceea ce revine a considera că numărul z_0 de particule de substanță utilă flotabile care se găsesc în materialul de alimentare al primei celule reprezintă numai o parte din numărul total z_0' de particule de substanță utilă care corespund conținutului de substanță utilă a minereului. Făcînd notația:

$$\psi = \frac{z_0}{z_0'} \tag{8}$$

din relația (7) rezultă

$$m=\psi\left[1-\frac{z_nQ_n}{z_oQ_o}\right]$$

Ținînd seama de (6) putem scrie :

$$m=\psi\left[1-\prod_{i=1}^{n}\frac{1-r_i(1-f)K_i\tau_i}{1+fK_i\tau_i}\right]. \qquad (9)$$

În cazul unui material polidispers, constituit din q clase granulometrice, extracția de substanță utilă m este dată de expresia :

$$m=\frac{1}{100\alpha}\sum_{h=1}^{h=q}\alpha_h p_h m_h \qquad (10)$$

în care m_h este extracția de substanță utilă corespunzătoare fiecărei clase granulometrice, dată de relația (9), α este conținutul de substanță utilă a materialului tratat în procente, α_h conținutul de substanță utilă a clasei granulometrice h (în %), p_h raportul dintre greutatea clasei granulometrice h și greutatea întregului material (în %).

Formula (9) are caracter general și exprimă influența pe care o are asupra rezultatelor flotației în flux continuu o serie de parametri : f, r_i, K_i, τ_i, în cazul general cînd aceștia au valori diferite la diferitele celule ale instalației. O serie de factori care influențează flotația nu apar direct în formula (9) dar sînt incluși în parametrii acestei formule. Astfel, după cum rezultă din relația (3) și notațiile făcute, K_i include influența condițiilor hidrodinamice și de aerație din celule prin factorii $k_i, N_i, \varkappa_i$, precum și influența reactivilor și a proprietăților superficiale ale particulelor de substanță utilă, prin factorul φ.

Se observă că parametrii ψ și K_i sînt aceiași cu cei care intervin în ecuația cineticii flotației

$$m=\psi(1-e^{-Kt}) \qquad (11)$$

stabilită [3] pentru funcționarea în flux discontinuu, unde t este timpul de flotație.

Pentru a înlesni rezolvarea unor probleme de proiectare, control și optimizare, este util a simplifica aplicarea formulei (9).

Avînd în vedere că toate celulele sînt identice și că intensitatea agitației este aceeași în oricare din ele, se poate admite că f are aceeași valoare la toate celulele.

În ceea ce privește variația celorlalți parametri r_i, τ_i, K_i de la celulă la celulă, cunoștințele actuale sînt insuficiente și cercetări experimentale sistematice sînt foarte de dorit în această privință. Se poate afirma însă că micșorarea debitului de tulbureală Q, ca urmare a spumei care se evacuează la fiecare celulă, se datorește în cea mai mare parte apei evacuate și în mai mică măsură fazei solide, aceasta avînd un volum de obicei foarte redus. Pe de altă parte, debitul de aer intrat într-o celulă și dispersia aerului fiind

aceleași în toate celulele, extracția de apă în spumă variază foarte puțin de la celulă la celulă, datorită debitului de tulbureală care e diferit. De aceea, în stadiul actual al cunoștințelor, e cazul să se admită că în concentratul separat, extracția de apă și de fază solidă, socotită în volum și raportată la debitul de tulbureală, este aceeași la toate celulele și în consecință să se considere că raportul $r_i = \frac{Q_i}{Q_{i-1}}$ are aceeași valoare r la toate celulele.

Celulele fiind identice și condițiile de aerație și de agitație ale tulburelii aceleași, volumul V_i ocupat de tulbureală este același la toate celulele, iar factorii k_i, N_i, $\varkappa_i$ care intervin în expresia (3) pot fi considerați că au aceleași valori la toate celulele. Ca urmare, din relațiile (4) și (5) rezultă

$$\tau_i = \frac{\tau_{i-1}}{r} \tag{12}$$

din care se deduce :

$$\tau_i = \frac{\tau_1}{r^{i-1}}.$$

In cazul cînd presupunem că φ_i este același la toate celulele, din expresia (3) rezultă pentru K_i aceeași valoare K pentru toate celulele.

Pe baza acestor considerații relația (9) se poate scrie

$$m = \psi \left[1 - \prod_{i=1}^{n} \frac{r^{i-1} - r(1-f) K\tau_1}{r^{i-1} + fK\tau_1} \right] \tag{13}$$

sau

$$m = \psi \left[1 - \prod_{i=1}^{n} \frac{r^{i-1} - a}{r^{i-1} + b} \right] \tag{14}$$

unde

$$a = r(1-f) K\tau_1 \quad b = fK\tau_1 \tag{15}$$

sînt două constante.

In cazul unei singure celule funcționînd în flux continuu, extracția de substanță utilă m_1 realizată este dată de relația :

$$m_1 = \psi \frac{a+b}{1+b} \tag{16}$$

dedusă fie din relația (14), fie din relația (9).

Relația (14) permite ca pe baza parametrilor determinați cu ajutorul unei singure celule de flotație, să se calculeze extracția de substanță utilă ce se obține cu un număr oarecare de celule identice funcționînd în flux continuu.

Dintre parametrii ce trebuie determinați ψ și K se pot obține folosind rezultatele unor încercări de flotație în flux discontinuu. Parametrii f și r pot fi determinați prin încercări în flux continuu cu o singură celulă.

In cazul cînd se constată sau se admite că tulbureala din celulă are un conținut mediu de substanță utilă egal cu acela al tulburelii evacuate

din celula respectivă, extracția de substanță utilă ce se obține cu n celule este dată de relația :

$$m=\psi\left(1-\frac{1}{\prod_{i=1}^{n}\left(1+\frac{K\tau_i}{f^{i-1}}\right)}\right) \tag{17}$$

care se obține făcînd $f=1$ în relația (13). Așa cum rezultă din cele de mai sus, această relație ține seama, prin valoarea parametrului r, de micșorarea debitului de tulbureală ce se produce ca urmare a concentratului evacuat de fiecare celulă.

Din relația generală (9) se poate deduce și relația (1) dacă se admite $\psi=1$, $f=1$ și că parametrii K_i și τ_i au aceleași valori K, respectiv τ la toate celulele. Aceasta înseamnă că, în comparație cu (14), relația (1) presupune în plus că materialul tratat conține substanța utilă în întregime sub formă de particule flotabile ($\psi=1$), că în fiecare celulă tulbureala are un conținut mediu de substanță utilă egal cu acela al tulburelii evacuate din celula respectivă ($f=1$) și că prin toate celulele trece același debit de tulbureală ($\tau=$const), neglijîndu-se deci debitul de concentrat evacuat de celule.

Trebuie observat că una din ipotezele care condiționează valabilitatea relației (1), și anume aceea că în fiecare celulă tulbureala are un conținut mediu egal cu acela al tulburelii evacuate din celula respectivă, exclude posibilitatea ca conținutul de substanță utilă al tulburelii evacuate de ultima celulă să scadă pînă la zero.

În genere este de așteptat ca f să aibă valori cu atît mai puțin apropiate de 1 cu cît agitația în celulă este mai puțin puternică, cu cît durata de rămînere a tulburelii în celulă este mai scurtă și cu cît celula e mai mare, îndeosebi în sens longitudinal.

Pe de altă parte variația debitului de tulbureală, de la celulă la celulă, datorită concentratului evacuat, nu poate fi neglijată dacă materialul tratat are un conținut apreciabil de substanță minerală care flotează. Se evită aceste aproximări, pe care le implică folosirea relației (1), dacă se determină experimental valorile parametrilor f și r, respectiv a și b și se aplică relația (14). Avînd în vedere că pentru determinarea acestor parametri sînt suficiente încercări cu o singură celulă, aplicarea relației (14) nu prezintă dificultăți.

BIBLIOGRAFIE

1. O. S. Bogdanov, B. V. Kizevalter, V. I. Hainman, (1961), *Țvetnîe metalli*, **34**, 7, 4—10.
2. N. Arbiter, C. C. Harris, (1962), *Froth Flotation*, Ed. The American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, Inc., New-York, 215—246.
3. I. Huber Panu, (1956), *Comunicările Acad. R.P.R.*, **6**, 1, 115—122.
4. I. Huber Panu, (1956), *Revue Roumaine de Métallurgie*, Acad. R.P.R., **1**, *1*, 113—120.

Manuscris primit în redacție la 15 decembrie 1965.

STUDIU ASUPRA DETERMINĂRII STABILITĂȚII SUSPENSIILOR GRELE UTILIZATE LA CONCENTRAREA ÎN MEDII DENSE

C. PANDELESCU

Institutul geologic, București

După ce se analizează diferitele moduri de apreciere a instabilității suspensiilor grele, scoțîndu-se în evidență erorile care pot interveni la aplicarea acestora, se propune un nou indice, care exprimă instabilitatea unei suspensii grele prin viteza de scădere a densității medii a suspensiei, la un moment oarecare, pe o anumită adîncime a coloanei de suspensie.

Pentru determinarea variației densității medii a suspensiei, funcție de timp, se utilizează datele experimentale obținute cu un aparat de concepție proprie, care permite a stabili schimbările intervenite în densitatea unei suspensii la anumite momente, în strate de diferite adîncimi sub suprafață.

Unul dintre factorii determinanți pentru eficiența separării la prepararea în suspensii grele este gradul de stabilitate al suspensiei.

Faptul că particulele materialului de îngreunare al unei suspensii — funcție de densitatea și conținutul lor volumetric în suspensie, de mărimea și forma lor — au diferite viteze de cădere, face ca într-o suspensie grea, neomogenă, lăsată în repaos, particulele să înceapă a se depune, formîndu-se straturi de suspensie de densitate variabilă, crescătoare înspre partea inferioară.

Acest fenomen determină așa numita stare de instabilitate a suspensiei, pentru evitarea căreia se impun anumite măsuri care privesc atît suspensia (compoziție granulometrică adecvată, adaosuri de anumite substanțe stabilizatoare), cît și construcția aparaturii de lucru (cuve scunde cu curenți orizontali, cuve adînci cu curenți verticali ascendenți etc.).

În mod obișnuit stabilitatea suspensiilor se apreciază după viteza de coborîre a suprafeței de separare suspensie-apă limpede [1]. Această metodă prezintă însă, între altele, dezavantajul că la o aceeași viteză de coborîre a suprafeței de separare suspensie-apă limpede, se poate avea în straturile

superioare cele mai diferite densități, funcție — în primul rînd — de compoziția granulometrică a materialului de îngreunare. Viteza de coborîre a suprafeței de separare suspensie-apă limpede dă numai o imagine asupra vitezei de cădere a celor mai fine particule ale unei suspensii.

Mayer [2] introduce noțiunea de instabilitate fizică a suspensiei pe care o definește, ca scăderea în timp a energiei potențiale a unei suspensii aflate în repaos. Mayer pornește de la faptul că o suspensie omogenă are o energie potențială care tinde către un minimum, scăderea ei producîndu-se treptat prin sedimentarea fazei solide. Această sedimentare provoacă micșorarea densității suspensiei în straturile superioare. Cum la metoda de preparare în suspensii grele tocmai variația densității suspensiei pe verticală joacă un rol determinant, rezultă că scăderea în timp a energiei potențiale a suspensiei poate fi o măsură a gradului ei de instabilitate.

Rezultă deci că, după Mayer, instabilitatea unei suspensii poate fi caracterizată prin așa numitul indice de instabilitate, I, care reprezintă scăderea energiei potențiale a suspensiei după un timp t (E_t), exprimată în procente din energia potențială a suspensiei la timpul zero (E_0), adică:

$$I = \frac{E_0 - E_t}{E_0} 100\ [\%]. \qquad (1)$$

Geer, ș. a. [3] au propus pentru caracterizarea instabilității unei suspensii, următorul indice de instabilitate I:

$$I = \frac{\delta_0 - \delta_m}{\delta_0 - 1} 100\ [\%] \qquad (2)$$

unde:

δ_0 este densitatea inițială a suspensiei.

δ_m — densitatea medie a suspensiei pe o anumită înălțime, după un timp t.

În cele ce urmează se prezintă mai întîi un aparat experimental care permite a stabili schimbările ce intervin în densitatea unei suspensii, la anumite momente, în strate de diferite adîncimi ale coloanei de suspensie. Folosind datele experimentale obținute cu acest aparat pentru mai multe suspensii grele, se analizează apoi cele două moduri de exprimare a instabilității (după Mayer și Geer), propunîndu-se în final un nou indice pentru aprecierea comparativă a instabilității suspensiilor grele.

Aparatura experimentală

În scopul studierii comportării unei suspensii din punct de vedere al instabilității, s-a conceput și construit un aparat de experimentare prezentat în figura 1.

Aparatul este prevăzut cu un dispozitiv care permite agitarea suspensiei folosind aer comprimat (fig. 1 a), astfel încît înainte ca fenomenul

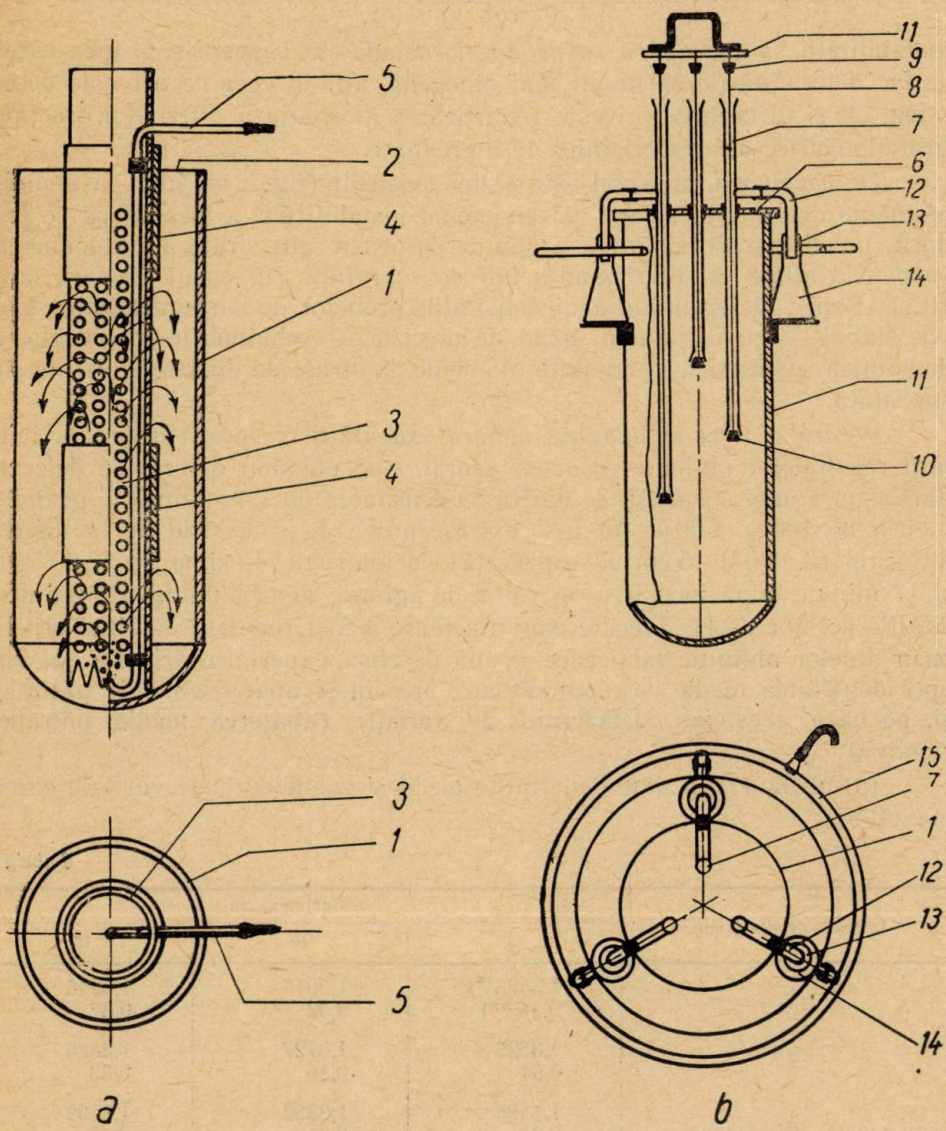


Fig. 1. Aparat pentru determinarea densității suspensiilor grele, la anumite momente, în strate de diferite adîncimi sub suprafață:

1 — vas cilindric; *2* — capac metalic; *3* — cilindru metalic deschis, prevăzut cu perforații pe întreaga suprafață; *4* — manșoane metalice mobile; *5* — țeavă de cupru, în legătură cu sursa de aer comprimat; *6* — capac din plexiglas; *7* — tub vertical de sticlă; *8* — sîrmă de oțel, neflexibilă; *9* — dop de sticlă etanș, la partea superioară a tubului (7); *10* — dop de sticlă etanș, la partea inferioară a tubului (7); *11* — placă de tablă; *12* — tub de sticlă, în unghi drept; *13* — tub de sticlă fixat concentric pe tubul (12); *14* — picnometru; *15* — tub inelar, în legătură cu sursa de vacuum.

instabilității să înceapă a se produce, coloana de suspensie asupra căreia se fac determinările să fie cît mai omogenă, atît în ceea ce privește densitatea, cît și în ceea ce privește repartizarea în spațiu a diferitelor fracțiuni granulometrice ale materialului de îngreunare.

De asemenea, aparatul este astfel construit (fig. 1 b), încît la anumite momente determinate, după ce fenomenul instabilității a început să se producă, pot fi extrase simultan probe de suspensie din strate ale coloanei de suspensie aflate la diferite adîncimi de suprafață (în cazul de față la 5, 10 și 15 cm). Determinînd apoi densitățile probelor de suspensie extrase, se pot stabili — cu un anumit grad de precizie — schimbările intervenite în densitatea suspensiei, la anumite momente, în strate de diferite adîncimi sub suprafață.

Pentru a avea o imagine asupra exactității, respectiv reproductibilității rezultatelor obținute cu acest aparat, s-au efectuat o serie de determinări asupra unei suspensii de barită cu densitatea de 1,4 $g \cdot cm^{-3}$ și granulometria de 100% $< 60 \mu$. Au fost extrase probe de suspensie de la diferite adîncimi (5, 10 și 15 cm de suprafață), la intervale de timp de 1, 2, 5, 10 și 17 minute după încetarea operației de agitare, determinîndu-se apoi densitățile acestor probe. Fiecare experimentare a fost repetată de cinci ori. Pe baza datelor obținute la fiecare grupă de cinci experimentări, s-a calculat apoi densitatea medie corespunzătoare, precum și abaterea medie pătratică și, pe baza acesteia, coeficientul de variație (abaterea medie pătratică relativă).

În tabela 1 sînt date densitățile medii și coeficienții de variație corespunzători.

Tabela 1

Interval de timp, min	Adîncimea, cm		
	5	10	15
1	1,3675 *) 0,34 **)	1,3916 0,32	1,3945 0,37
2	1,3329 0,64	1,3727 0,36	1,3826 0,33
5	1,1486 0,31	1,3352 0,45	1,3609 0,38
10	1,0009 0,03	1,2805 0,46	1,3507 0,50
17	1,0004 0,02	1,0008 0,01	1,3477 0,62

*) Densitatea medie, $g \cdot cm^{-3}$
**) Coeficientul de variație, %

Valorile coeficienților de variație arată că experimentările efectuate cu acest aparat duc la obținerea de rezultate foarte mulțumitoare din punct de vedere al exactității lor.

Reprezentarea rezultatelor experimentale

Rezultatele obținute la experimentări sînt prezentate grafic.

În cele ce urmează — pornind de la datele obținute la experimentările efectuate cu o suspensie de barită ($\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$; granulometria: $100\% < 60\ \mu$) — se exemplifică modul în care s-au executat aceste reprezentări grafice.

În tabela 2 sînt indicate densitățile probelor de suspensie extrase de la adîncimile de 5, 10 și 15 cm, la diferite intervale de timp; în partea a doua a aceluiași tabel sînt date duratele de timp după care linia de separare suspensie-apă clară ajunge la adîncimile de 5, 10 și 15 cm, precum și densitățile stratului de suspensie imediat inferior liniei de separare suspensie-apă clară.

Tabela 2

Timp		Adîncimea, cm		
min	s	5	10	15
1		1,368	1,383	1,395
2		1,328	1,372	1,380
5		1,152	1,329	1,360
10		—	1,278	1,350
5	5	1,140		
12			1,276	
20				1,350

Pe baza acestor date s-au trasat curbele din figura 2, care arată variația densității suspensiei — la adîncimile de 5, 10 și 15 cm — funcție de timp. În abscisă este înscris timpul, în ordonată densitatea, parametru fiind adîncimea. Nivelul inferior al coloanei de apă clară este reprezentat printr-o linie întreruptă.

Din figura 2 s-a dedus figura 3 care arată variația densității suspensiei — la diferite adîncimi — funcție de timp; această reprezentare dă o imagine mai sugestivă a variației densității în timp și spațiu. În abscisă este înscris timpul, în ordonată adîncimea, parametru fiind densitatea.

Figura 4 arată variația densității medii a suspensiei (inclusiv coloana de apă clară) — pînă la diferite adîncimi — funcție de timp. În abscisă este înscris timpul, în ordonată densitatea medie, parametru fiind adîncimea.

Această figură a fost construită pornind de la figura 3, pe baza determinărilor de densitate medie făcute.

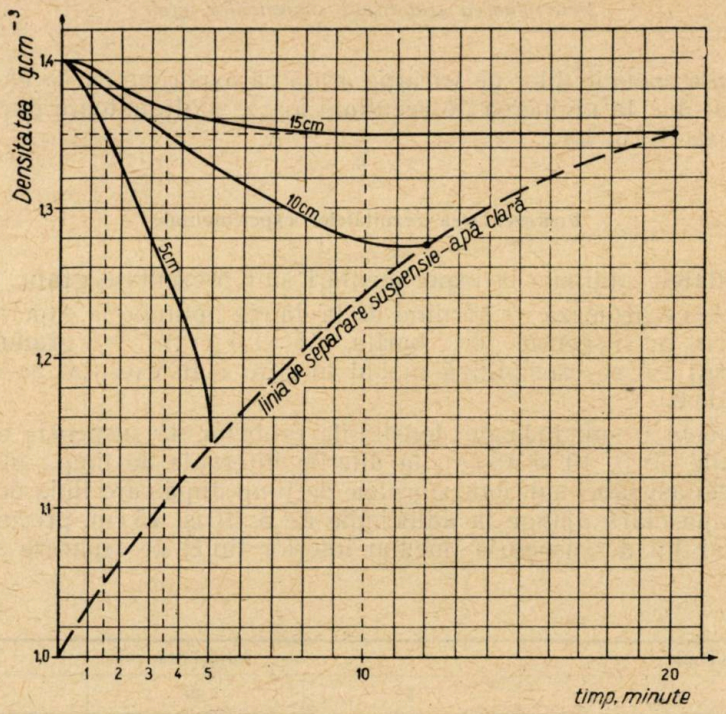


Fig. 2. Variația densității suspensiei la diferite adîncimi, funcție de timp

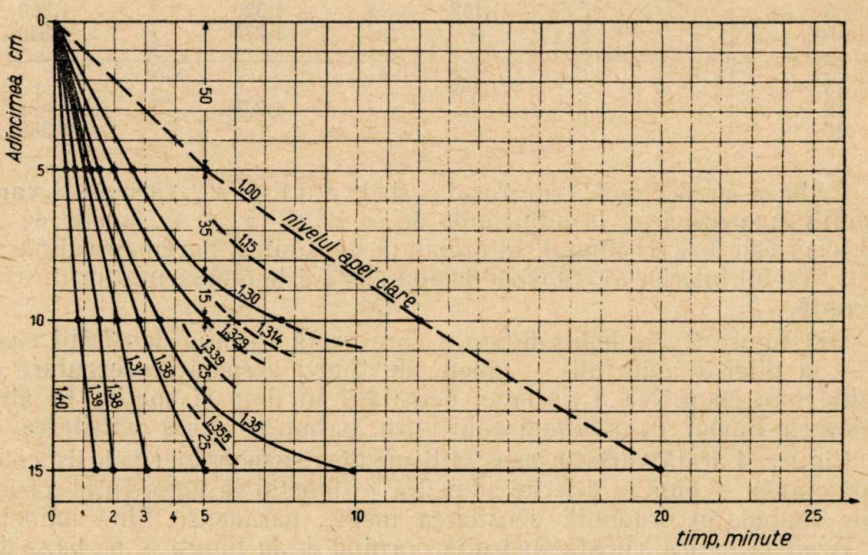


Fig. 3. Variația densității suspensiei, la diferite adîncimi, funcție de timp.

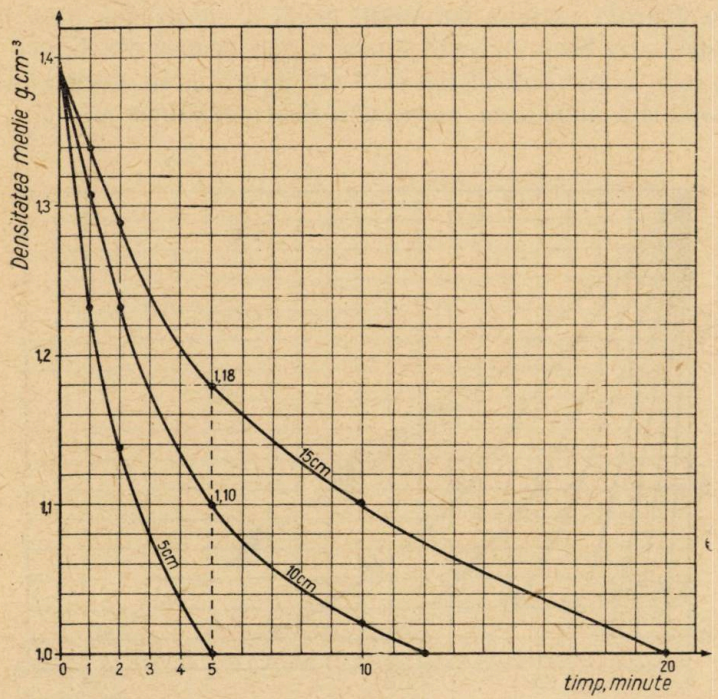


Fig. 4. Variația densității medii a suspensiei, pînă la diferite adîncimi, funcție de timp.

În tabela 3 se arată un exemplu de calcul al densității medii pînă la adîncimi de 5, 10 și 15 cm, după trecerea unui timp de 5 minute de la sfîrșitul operației de agitare.

Tabela 3

Adîncimea (mm) a	Σa	Densitatea medie pe adîncimea (a) b	$a \times b$	$\Sigma a \times b$	Densitatea medie $\frac{\Sigma ab}{\Sigma a}$
50	50	1,00	50,00	50,00	1,00
35		(1,15)	40,25		
15		(1,314)	20,71		
	100			110,96	1,10
25		(1,339)	33,475		
25		(1,355)	33,875		
	150			178,31	1,18

Figura 5 arată variația densității medii a suspensiei, pînă la diferite adîncimi, funcție de timp. Această figură a fost dedusă din figura 4 în același mod în care a fost dedusă figura 3 din figura 2. În abscisă este înscris timpul, în ordonată adîncimea, parametru fiind densitatea medie.

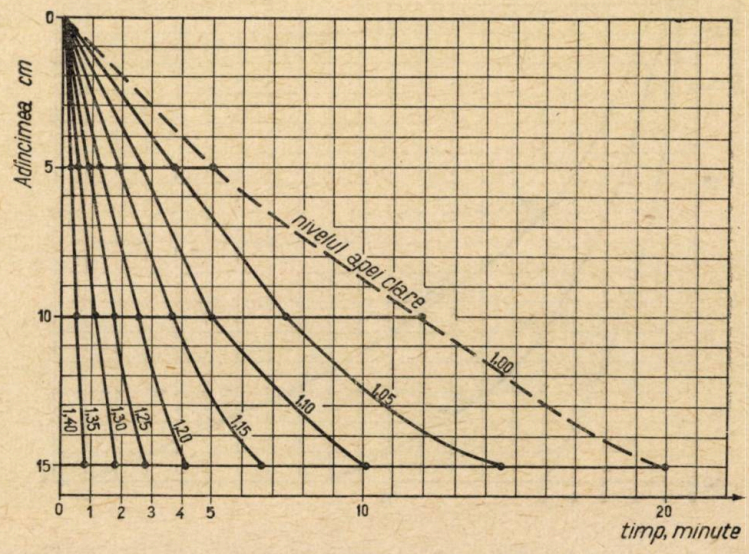


Fig. 5. Variația densității medii a suspensiei, pînă la diferite adîncimi, funcție de timp.

Determinarea instabilității

După cum s-a arătat mai înainte, pentru caracterizarea instabilității unei suspensii grele stau la dispoziție doi indici, după Mayer [1] și după Geer ș. a. [2].

Pentru a-i compara și a face unele aprecieri asupra acestor indici, s-a calculat, cu ajutorul formulelor date, instabilitatea unei suspensii de baritā de densitate 1,4 $g \cdot cm^{-3}$, cu granulometria materialului de îngreunare de 100% < 100 μ, pe diferite adîncimi și după diferite durate de la începutul sedimentării.

Pe baza determinărilor efectuate asupra acestei suspensii, s-au putut trasa curbele din figura 6, care arată variația densității medii a suspensiei — pînă la diferite adîncimi — funcție de timp.

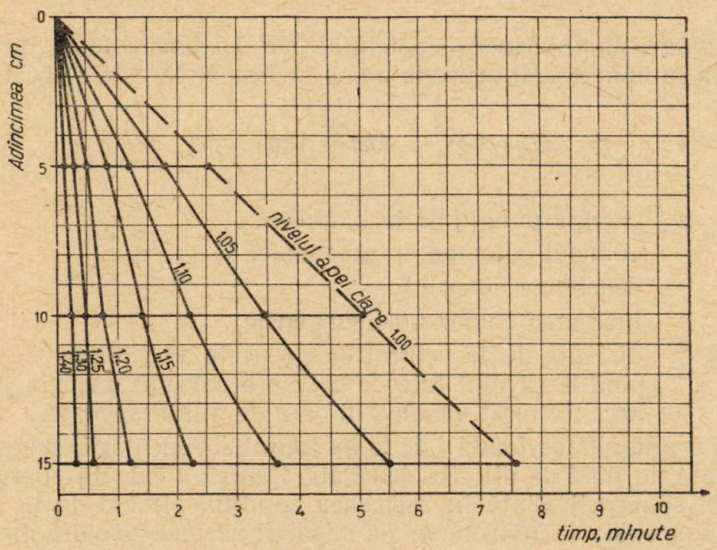


Fig. 6. Variația densității medii a unei suspensii de barită ($\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$; granulometria: $100\% < 100\mu$), pînă la diferite adîncimi, funcție de timp.

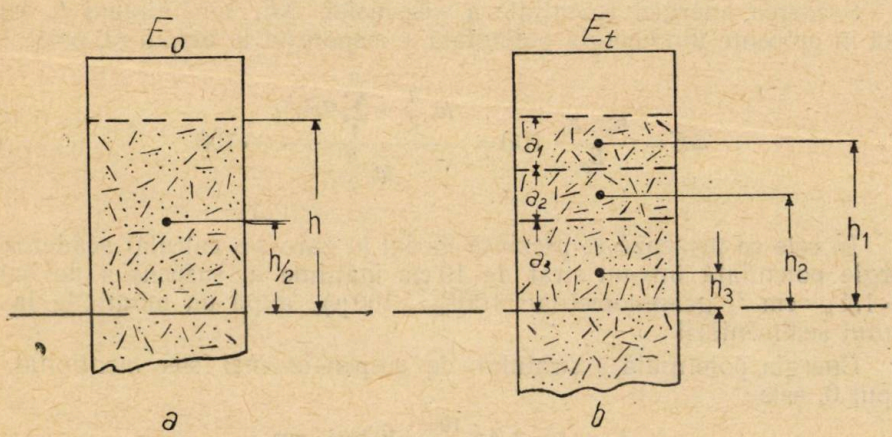


Fig. 7. Elemente pentru calculul energiei potențiale a unei suspensii grele.

1) *Indicele Mayer.* Energia potențială (E) a unei coloane de suspensie omogenă, la începutul sedimentării, adică la timpul O, este (fig. 7 a):

$$E_o = V\delta\frac{h}{2} = Ah\delta\frac{h}{2} \text{ [kgf} \cdot \text{cm]} \tag{3}$$

în care :

E_o este energia potențială la timpul 0,
V — volumul coloanei de suspensie,
δ — densitatea suspensiei,
h — înălțimea coloanei de suspensie,
$h/2$ — distanța de la centrul de greutate al coloanei de suspensie pînă la nivelul față de care s-a calculat energia potențială,
A — aria secțiunii vasului, în care se află suspensia.

După o anumită perioadă t de la începutul sedimentării, suspensia constă din strate de fluid de diferite densități. Pentru a calcula energia potențială a unei suspensii aflată în asemenea condiții, plecînd de la o coloană inițială de suspensie de înălțime h, s-a împărțit această coloană în trei strate de înălțimi a_1, a_2 și a_3, care după timpul t de la începutul sedimentării, vor avea densitățile medii δ_1, δ_2 și respectiv δ_3. Centrele de greutate ale acestor strate se află la distanțele h_1, h_2 și respectiv h_3 față de nivelul considerat (fig. 7 b).

Energia potențială (E_t) a coloanei de suspensie date, după timpul t, va fi :

$$E_t = A \cdot \sum_1^3 a_i\delta_i h_i. \tag{4}$$

Scăderea energiei potențiale a suspensiei, ΔE, după timpul t, exprimată în procente din energia potențială a suspensiei la timpul O, este :

$$\Delta E = \frac{E_o - E_t}{E_o}\,100 = \frac{h\delta\frac{h}{2} - \sum_1^3 a_i\delta_i h_i}{h\delta\frac{h}{2}} \cdot 100. \tag{5}$$

În cele ce urmează se prezintă modul în care s-a calculat scăderea de energie potențială într-un strat de 10 cm înălțime al suspensiei de barită ($\delta = 1{,}4\ \text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$, granulometria : $100\% < 100\ \mu$), după un minut de la începutul sedimentării.

Energia potențială a stratului de suspensie mai sus menționat, la timpul 0, este :

$$E_o = 10 \cdot 1{,}4 \cdot \frac{10}{2} = 70 \text{ kgf} \cdot \text{cm}.$$

Energia potențială E_1, după un minut, este calculată în tabela 4.

Tabela 4

a	*b*	*c*	*a · b · c*
Înălțimea stratului	Densitatea medie	Distanța centrului de greutate	E_1 (kgf · cm)
2,0	1,000	9,00	18,00
0,3	1,025	7,85	2,41
1,6	1,075	6,90	11,87
3,1	1,125	4,55	15,87
3,0	1,160	1,50	5,22
10,0			53,37

Scăderea energiei potențiale a suspensiei după un minut este deci :

$$E_o - E_1 = 70 - 53{,}37 = 16{,}63 \text{ kgf} \cdot \text{cm}$$

iar

$$\Delta E = \frac{E_o - E_1}{E_o} 100 = \frac{16{,}63}{70} 100 = 23{,}76\%.$$

2) *Indicele Geer.* Acest indice poate fi ușor calculat după figura 6. Astfel, după această figură, instabilitatea suspensiei respective, într-un strat de 10 cm înălțime, după un minut, revine, conform relației (2), la :

$$\frac{\delta_o - \delta'_m}{\delta_o - 1} 100 = \frac{1{,}4 - 1{,}18}{1{,}4 - 1} 100 = 55\%.$$

În tabela 5 și figura 8 sînt prezentate valorile indicilor de instabilitate — determinați cu cele două formule — pentru suspensia de barită cu $\delta = 1{,}4 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ și granulometria : 100% < 100 μ, la durate de 30 sec, 1, 2 și 5 minute de la începutul sedimentării și pe adîncimi de 5, 10 și 15 cm ale coloanei de suspensie.

Tabela 5

Timp, min	Adîncimea : 5 cm		Adîncimea : 10 cm		Adîncimea : 15 cm	
	Indice Mayer	Indice Geer	Indice Mayer	Indice Geer	Indice Mayer	Indice Geer
1/2	22,09	50,25	18,77	41,75	16,99	35,00
1	26,80	70,50	23,80	55,00	22,70	47,50
2	28,50	92,00	26,15	72,75	25,10	60,75
5	28,56	100,00	28,50	98,75	25,82	85,00

Din punct de vedere fizic indicele Mayer pare a reprezenta definiția cea mai exactă a instabilității unei suspensii.

Pentru determinarea acestui indice este însă necesar un calcul destul de laborios, care nu intervine în cazul determinării indicelui Geer. Acesta din urmă poate fi ușor calculat cînd există posibilitatea determinării densității medii a unei suspensii, la un anumit moment.

Examinarea tabelei 5 și a figurii 8 ne permite a trage următoarele concluzii.

— Ambii indici arată că instabilitatea aceleiași suspensii variază cu adîncimea. Astfel, într-un anumit moment, instabilitatea unei suspensii este în straturile sale superioare mai mare, scăzînd destul de repede cu creșterea adîncimii, de unde putem afirma că sub o anumită adîncime toate straturile unei suspensii prezintă un același grad de instabilitate.

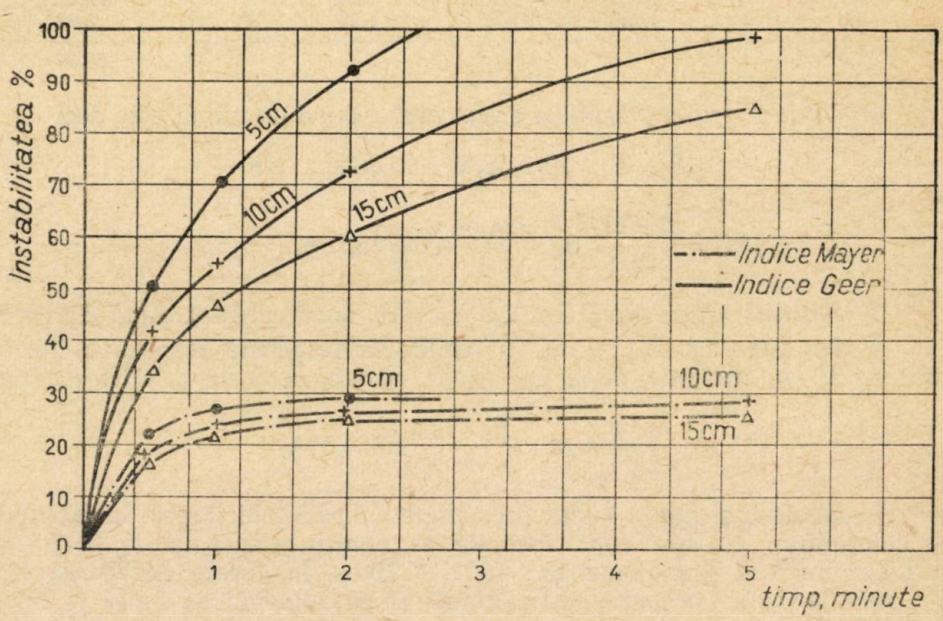


Fig. 8. Indicii de instabilitate (Mayer și Geer) ai unei suspensii de barită ($\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$; granulometria: $100\% < 100\mu$) — la diferite momente și pe diferite adîncimi ale coloanei de suspensie.

— Instabilitatea unei suspensii variază, în același strat, cu timpul. Viteza de modificare a instabilității unei suspensii este la începutul sedimentării ridicată, ea scăzînd apoi cu timpul, ceea ce arată că o suspensie — la aceeași adîncime — este mai instabilă la început.

— Valoarea maximă a instabilității revine întotdeauna, după indicele Geer, la 100%; indicele Mayer are diferite valori maxime, funcție de densitatea suspensiei.

Ambii indici arată valoarea maximă a instabilității atunci cînd toate particulele suspensiei sînt sedimentate, formîndu-se coloana de apă clară.

— După cum se vede din figura 8, indicele Geer crește la început repede și apoi mai lent, pînă ce atinge valoarea de 100%. În cazul indicelui

Mayer observăm că acesta arată la începutul sedimentării o creștere rapidă a instabilității, atingînd după un timp relativ scurt o valoare apropiată de valoarea lui maximă, după care rămîne aproximativ constant.

Stabilirea unui indice pentru aprecierea comparativă a instabilității suspensiilor grele

Determinări efectuate asupra a două suspensii de magnetită, prima cu $\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$ și granulometria : $100\% < 60\ \mu$, a doua cu $\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$, granulometria : $100\% < 100\ \mu$, cu adaos de 10% — în greutate — argilă, ne-au permis a trasa curbele de variație în timp a densității medii a suspensiei, prezentate în figurile 9 și respectiv 10. Pe baza acestora s-au putut calcula indicii de instabilitate, după Geer, pentru o coloană de suspensie de 10 cm înălțime, la diferite momente de la începutul sedimentării (fig. 11).

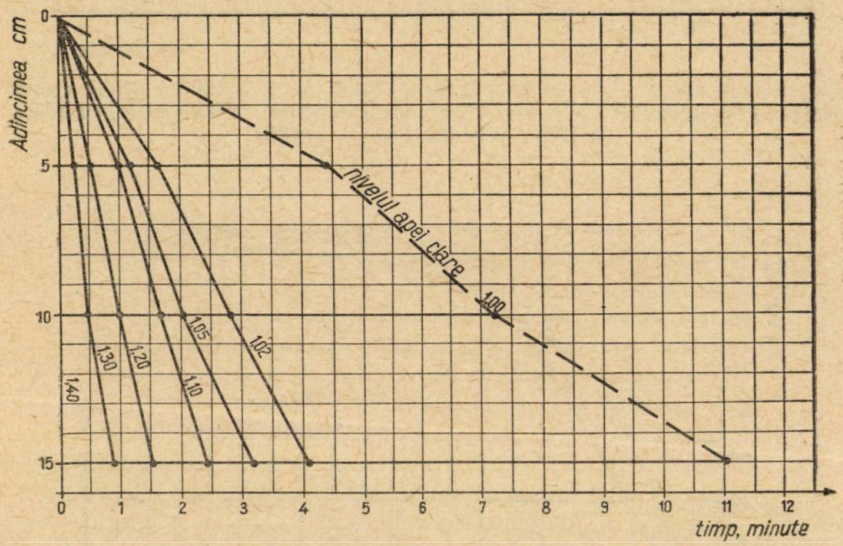


Fig. 9. Variația în timp — pe diferite adîncimi — a densității medii a unei suspensii de magnetită ($\delta = 1{,}4\ g \cdot cm^{-3}$; granulometria : $100\% < 60\mu$).

După cum se vede în figura 11, cele două suspensii prezintă la 1'45" de la începutul sedimentării o aceeași valoare a indicelui de instabilitate, deși în realitate ele nu sînt la fel de instabile ; cu alte cuvinte, comparînd cele două curbe din figura 11 există posibilitatea unei interpretări eronate.

Pe baza experimentărilor efectuate, se consideră că instabilitatea unei suspensii grele poate fi caracterizată prin scăderea densității ei medii, ca rezultat al acțiunii diferiților factori fizici.

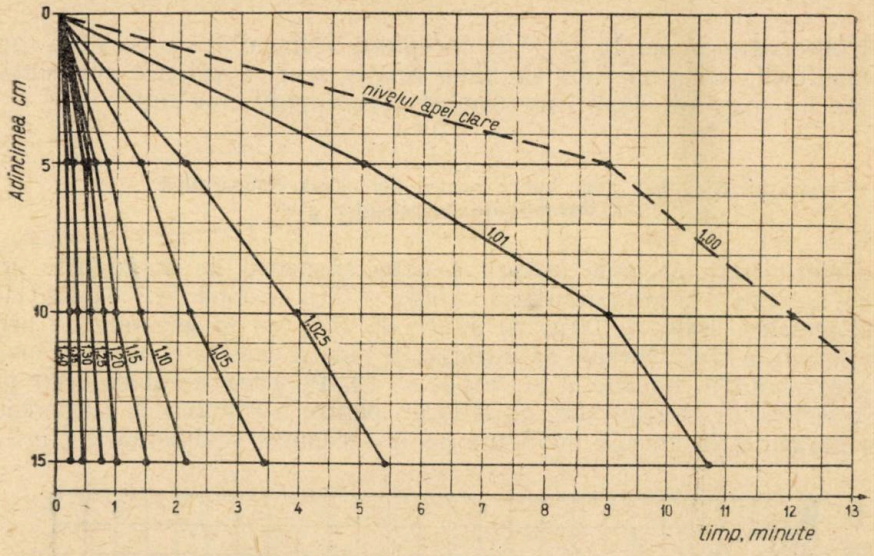


Fig. 10. Variația în timp — pe diferite adîncimi — a densității medii a unei suspensii de magnetită (δ=1,4 g · cm^{-3}; granulometria: 100%<100μ, cu adaos de 10% — în greutate — argilă)

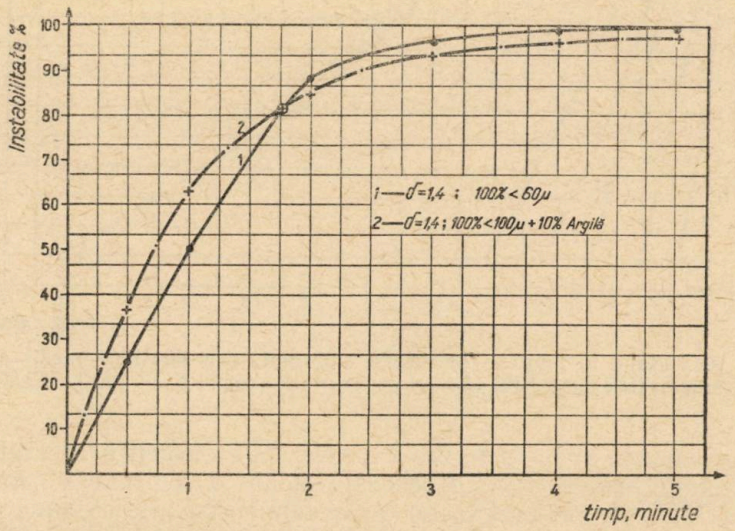


Fig. 11. Indicii de instalabilitate (Geer) ai unor suspensii de magnetită, la diferite momente, pentru o coloană de suspensie de 10 cm înălțime.

Viteza de scădere a densității medii a unei suspensii, la un moment oarecare, pe o anumită adîncime, poate constitui un indice foarte reprezentativ pentru exprimarea instabilității unei suspensii, cît și pentru compararea diferitelor suspensii aflate în diferite condiții, ce privesc în special densitatea și mărimea particulelor materialului de îngreunare.

Pentru determinarea scăderii densității medii a unei suspensiii se vor utiliza rezultatele experimentărilor efectuate în cadrul cercetărilor noastre și reprezentările grafice întocmite pe baza acestora.

Exprimînd densitatea medie, δ_m, a unei suspensii grele ca o funcție de timp, t, adică $\delta_m = f(t)$, viteza ei de scădere în timp, v_m, va fi :

$$v_m = \frac{d\delta_m}{dt}.$$

Curba $f(t)$ poate lua diferite forme — funcție de factorii care provoacă instabilitatea — de la o linie dreaptă pînă la curbe nedefinite.

Atunci cînd curba $f(t)$ este o dreaptă, viteza de scădere a densității medii a suspensiei va fi constantă.

Astfel, de exemplu, viteza de scădere a densității medii a unei suspensii de barită (fig. 4) pînă la o adîncime de 10 cm, în intervalul de timp de la 0 pînă la 2 minute, este $0{,}081\ g \cdot cm^{-3} \cdot min^{-1}$.

Atunci cînd, așa cum se întîmplă de obicei, curba $f(t)$ este reprezentată altfel decît printr-o dreaptă, viteza de scădere a densității medii, pe o anumită adîncime și la un anumit moment t, se determină cu relația (6) după curbele care arată variația densității medii a suspensiei, funcție de timp, pînă la diferite adîncimi.

Pentru exemplificare se determină instabilitatea, pe o adîncime de 10 cm, corespunzătoare timpului de 1'45" de la începutul sedimentării, pentru cele două suspensii de magnetită menționate mai înainte.

Pentru prima dintre acestea (fig. 9), luînd în considerare valorile densităților medii după 1'45" și după 2', se obține că viteza de scădere a densității medii este $0{,}10\ g \cdot cm^{-3} \cdot min^{-1}$.

Pentru cea de a doua suspensie (fig. 10), luînd valorile densităților medii după 1'45" și după 2'15", se obține că viteza de scădere a densității medii este $0{,}05\ g \cdot cm^{-3} \cdot min^{-1}$.

Se constată astfel că la 1'45" de la începutul sedimentării, prima suspensie prezintă o instabilitate mai mare decît cea de a doua, în timp ce — după cum s-a văzut — la același moment, indicele Geer arată aceeași instabilitate pentru ambele suspensii.

În concluzie, se apreciază că instabilitatea unei suspensii grele poate fi exprimată prin viteza (v_m) de scădere a densității medii (δ_m) a suspensiei, la un moment oarecare t, pe o anumită adîncime, adică

$$v_m = \frac{d\delta_m}{dt} \qquad (6)$$

folosind în acest scop grafice care arată variația densității medii a suspensiei, funcție de timp, pînă la diferite adîncimi.

Aceste grafice pot fi construite pe baza datelor experimentale obținute cu un aparat care permite a stabili schimbările intervenite în densitatea unei suspensii la anumite momente, în strate de diferite adîncimi sub suprafață.

BIBLIOGRAFIE

1. G. W. Govier, C. A. Shook, E. O. Lilge, (1957), *The Canadian Mining and Metallurgical Bulletin*, May, 261—68.
2. F. W. Mayer, (1955), *Zeitschrift für Erzbergbau und Metallhüttenwesen*, 8, *4*, 137—46.
3. M. R. Geer, M. Sokaski, J. M. West, H. F. Yancy, (1957), *U. S. Bureau of Mines*. Report of investigations, *5354*.

Manuscris primit în redacție la 20 decembrie 1965.

INFLUENȚA CONCENTRAȚIEI IONILOR DE CN^- ȘI A OXIGENULUI ACTIV ASUPRA VITEZEI DE DIZOLVARE A Au DIN MATERIILE PRIME NATURALE

P. BODIU

Trustul minier, Baia Mare

Lucrarea se ocupă cu unele aspecte ale cineticii procesului de cianurare. Atît pentru stabilirea unor elemente de automatizare, cît și pentru asigurarea celui mai economic regim de lucru, este necesară cunoașterea valorilor limită ale factorilor ce influențează viteza de desfășurare a procesului.

În lucrare se analizează metoda de determinare a valorilor limită în cazul cianurării materiilor prime naturale. Se demonstrează de asemenea că între valorile limită ale concentrației oxigenului și cianurii există un raport constant. Constanta este specifică fiecărui tip de materie primă.

Automatizarea proceselor de preparare a substanțelor minerale utile, impune cunoașterea cu mare exactitate a cineticii proceselor respective. În acest sens este necesară determinarea pe de o parte a tuturor factorilor de influență cinetică, iar pe de altă parte a naturii interacțiunii lor. Dacă din cei n factori de influență ai unui proces oarecare, $n-1$ sînt menținuți constanți, influența variației factorului studiat este limitată. Valoarea pînă la care factorul respectiv își manifestă acțiunea, poartă numele de valoare limită. Dată fiind importanța cunoașterii acestor valori limită, atît pentru asigurarea condițiilor teoretic optime pentru desfășurarea procesului, cît și pentru stabilirea elementelor de automatizare a acestor procese, în ultimii ani s-au făcut multe cercetări pentru determinarea acestor valori în diferite procese de preparare. Pentru procesele hidrometalurgice ce se desfășoară în domeniul difuziei, determinarea valorilor limită a făcut posibilă elucidarea unor aspecte interesante ale teoriei acestor procese [9]—[12].

---

* Lucrarea a fost executată în laboratoarele catedrei de preparare a Școlii Superioare de Mine din Ostrava (R.S.C.) sub îndrumarea prof. Oskar Dinter.

Lucrarea de față se ocupă cu stabilirea legilor după care se desfășoară influența concentrației ionilor de CN^- asupra cineticii procesului de cianurare, în scopul stabilirii valorii limită a concentrației ionilor de CN^- și deci a condițiilor optime de desfășurare a procesului.

Principiul și metoda de cercetare

Valorile limită ale diferiților factori de influență a cineticii dizolvării aurului în soluții de cianură, diferă de la un minereu la altul. Ele depind de gradul de măcinare, de forma sub care se găsește aurul în minereu, de constituția particulelor de aur (în special de conținutului lor în Cu și Ag), de mineralele cu care aurul este asociat etc.

Din punct de vedere teoretic, existența «valorilor limită» se explică prin aceea că factorii care influențează dizolvarea acționează totdeauna într-o strînsă interdependență. Dacă se consideră că viteza de desfășurare a procesului este exprimată de variația cu timpul t, a extracției în metal m, și că aceasta este o funcție de un număr n de factori notați cu $x_1, x_2, x_3 \ldots x_n$, putem scrie

$$w = \frac{dm}{dt} = f(x_1, x_2, x_3 \ldots x_{n-1}, x_n) \qquad (1)$$

Dacă factorii $x_1, x_2, x_3 \ldots x_{n-1}$ sînt menținuți constanți, va exista pentru x_n o valoare de la care viteza de desfășurare a procesului va rămîne constantă, independent de creșterea lui x_n

$$\frac{dw}{dx_n} = \frac{dm}{dx_n} \cdot \frac{dx_n}{dt} = 0. \qquad (2)$$

Aceasta înseamnă că :

$$m_{x_n} = \text{const.} \qquad (3)$$

Valoarea lui x_n, de la care extracția de metal nu mai variază, poartă numele de valoare limită.

Cercetarea influenței concentrației ionilor de CN^- asupra vitezei de dizolvare a Au, din materiile prime naturale, s-a făcut prin metoda agitației și aerației puternice. În acest scop ne-am folosit de o celulă agitatoare. Instalația constă dintr-un vas de plexiglas, în care cu ajutorul unei puternice agitații se creează condițiile unui mediu turbulent. Agitația se realizează cu ajutorul unui sistem de agitare similar celui folosit la celulele de flotație. Aerația tulburelii se realizează prin aspirarea aerului din atmosferă, de către rotor și răspîndirea acestuia în masa de tulbureală prin intermediul unui difuzor. Deasupra vasului de reacție sînt montate două biurete care alimentează continuu vasul, cu cianură și adaos de alcalinizare, menite să mențină constante concentrația reagentului și pH-ul mediului. Determinarea debitului de aer aspirat de rotor s-a făcut cu ajutorul debitmetrului universal

pentru gaze și lichide tip LP. Determinarea oxigenului s-a făcut cu ajutorul analizei amperometrice.

Cum s-a mai arătat și în unele lucrări anterioare [8], [9], [10], [13], în condițiile curgerii turbulente se realizează o puternică difuzie și convecție, ceea ce reduce timpul de cianurare a substanțelor minerale utile într-un mod simțitor.

Bazele teoretice ale problemei

În cazul particular al dizolvării Au și Ag în soluții de cianură, principalul factor ce determină valoarea limită a concentrației cianurii este concentrația oxigenului activ. Acest lucru se poate vedea cu ușurință din considerarea stoichiometrică a ecuației lui G. Bodlaender [15]:

$$\begin{gathered} 2Au+4CN^-+O_2+2H_2O=2Au(CN)_2^- +H_2O_2+2OH^- \\ 2Au+4CN^-+H_2O_2=2Au(CN)_2^- +2OH^-. \end{gathered} \tag{4}$$

La atingerea condițiilor limită, putem considera că atît cianura activă cît și oxigenul activ se consumă în cantități stoichiometrice.

Concentrația limită a cianurii va fi dată de o relație de forma :

$$\frac{C_{KCN}D_{KCN}}{C_{O_2}D_{O_2}}=k. \tag{5}$$

Pentru condiții de temperatură și presiune constantă raportul $\frac{D_{KCN}}{D_{O_2}}$ este o constantă, deci putem scrie că :

$$\frac{C_{KCN}}{C_{O_2}}=K. \tag{6}$$

După cum se va vedea însă în practica cianurării materiilor prime naturale, mărimea raportului $\frac{C_{KCN}}{C_{O_2}}$, calculată teoretic *, nu se verifică.

Acest lucru se datorește pe de o parte faptului că în condițiile cianurării materiilor prime naturale au loc o serie de reacții în care se consumă atît oxigenul cît și cianură și față de care reacția (4) poate fi adesea conside-

---

* Kakovski și Holmanski [11], [12], studiind natura concentrației limită, stabilesc că aceasta poate fi calculată cu o formulă de formă :

$$C=7{,}35\,So \tag{7}$$

unde : So=solubilitatea O_2 în soluție, la o temperatură și presiune dată.

Considerînd că la temperatură și presiune normală coeficientul de difuzie al KCN(D_{KCN}) este egal cu $1{,}93\cdot10^{-5}$, iar coeficientul de difuzie al O_2(D_{O_2}) este egal cu $2{,}6\cdot10^{-5}$, autorii citați mai sus stabilesc pentru K, valoarea de 5,45.

rată secundară, iar pe de altă parte faptului că ecuația (6) nu ține seama de *p*H-ul la care are loc procesul. Așa cum s-a arătat într-o lucrare precedentă [13], *p*H-ul este factor limitativ atît pentru concentrația cianurii cît și a oxigenului *.

La *p*H-ul de 11,62 la care s-a lucrat, din 100 mg KCN au rezultat cca 39,6 mg ioni CN^-.

Cu toate acestea raportul $\frac{C_{KCN}}{C_{O_2}}$ are, după cum se va vedea, pentru o materie primă dată, în condițiile menținerii constante a celorlalți factori de influență cinetică, o valoare constantă.

Concentrația cianurii poate fi ridicată cu ușurință, însă orice creștere a acesteia, peste valoarea limită, nu are nici o influență asupra vitezei de dizolvare a aurului. Pentru ca ridicarea concentrației cianurii să aibă din nou influență asupra creșterii vitezei de dizolvare, este necesar să crească și concentrația oxigenului, adică să se modifice valoarea limită.

Din cele de mai sus, s-ar deduce că mărind continuu concentrația oxigenului și în consecință ridicînd valoarea limită a concentrației cianurii, s-ar putea ridica necontenit viteza de reacție. În realitate procesul este mult mai complex decît apare la prima vedere. Aceasta în special pe motivul că în procesele ce se desfășoară în domeniul difuziei viteza de desfășurare a reacțiilor este limitată de viteza de transport a solvenților la suprafața de dizolvat și a produșilor de dizolvare de la această suprafață în volum. Factorii

---

* Wark și Cox [18] arată că disociația cianurii variază direct proporțional cu *p*H-ul. Acidul cianhidric este un acid slab. El disociază după relația :

$$\frac{(H^+)\,(CN^-)}{(HCN)} = 4{,}7 \cdot 10^{-10} \qquad (8)$$

Sărurile folosite în procesul de cianurare sînt combinații ale acestui acid cu baze tari (spre ex. KCN), deci pentru ele este valabilă relația :

$$\frac{K_{apă}}{K_{CN^-}} = K_h \qquad (9)$$

unde K_h=constanta de hidroliză.

Relația (9), mai poate fi scrisă și sub forma :

$$\frac{(HCN)\cdot(OH^-)}{(CH^-)} = K_h = \frac{1{,}1 \cdot 10^{-14}}{4{,}7 \cdot 10^{-10}} = 2{,}34 \cdot 10^{-3} \qquad (10)$$

Din relațiile (9) și (10) deducem pentru concentrația ionilor de CN^- următoarea relație :

$$(CN^-) = \frac{(HCN)\cdot(OH^-)\cdot(KCN)}{K_{apă}} = 2{,}34 \cdot 10^{-3}(HCN)\cdot(OH^-) \qquad (11)$$

Cu ajutorul relației (11) se poate calcula valoarea concentrației ionilor CN^- la orice valoare a *p*H-ului.

ce influențează transportul în procesele eterogene ce se desfășoară în domeniul difuziei au fost arătați într-o lucrare anterioară [17]. În afară de aceasta, valoarea limită a concentrației cianurii nu poate fi ridicată nelimitat, din cauză că însăși concentrația limită a oxigenului activ are o valoare limită. Principalul factor ce o determină este *p*H-ul mediului, a cărui acțiune asupra concentrației oxigenului activ este contrară celeia pe care o are asupra concentrației cianurii active [13].

În procesele industriale atingerea valorii limită a concentrației oxigenului este greu de realizat. Acesta este unul din motivele care determină ca în procesele industriale timpul de cianurare să se măsoare în ore sau chiar zile.

Creșterea vitezei de adsorbție a oxigenului poate fi realizată pe următoarele căi :

a) Creșterea presiunii parțiale a O_2. Pe aceasta se bazează cianurarea sub presiune. Creșterea concentrației limită a oxigenului în acest caz, este dată de o relație de forma

$$\frac{dc}{dt} = f\sqrt{P_{O_2}} \qquad (12)$$

unde : P_{O_2} = presiunea parțială a oxigenului.

b) Mărirea suprafeței de contact gaz-lichid. În acest caz creșterea concentrației limită a oxigenului este dată de relația :

$$j = \frac{ds}{dt} = \frac{DCo}{h} \cdot Pr^{1/3} \cdot Re^{1/4} \cdot S \qquad (13)$$

unde : $\frac{ds}{dt}$ — densitatea curentului de substanță care difuzează pe întreaga suprafață a lichidului și care determină cantitatea de O_2 dizolvată în unitatea de timp ;
D — coeficientul de difuzie ;
Co — concentrația O_2 în stratul de aer ;
h — înălțimea stratului de lichid ;
Pr — numărul lui Prandtl ;
Re — numărul lui Reynolds ;
S — suprafața de contact.

Relația (13) a fost pentru prima dată dedusă de Levici [5] ca urmare a valorificării unor considerații ale lui Landau și Livșiț [6]. Această relație dă rezultate foarte bune în calculul vitezei de dizolvare a gazelor în lichide în condițiile curgerii turbulente. Dacă în relația (13) se introduc valorile corespunzătoare lui Pr și Re obținem :

$$J = \frac{ds}{dt} \frac{Co\sqrt{D}}{(h\sigma)^{1/4}} \cdot U^{3/4} \cdot S \qquad (14)$$

După cum se vede din relația de mai sus, viteza de dizolvare a oxigenului crește cu mărirea suprafeței de contact.

c) Mărirea agitației eficiente. Prin agitație eficientă înțelegem că rotația corpului agitator este însoțită de aspirarea aerului din atmosferă și în același timp de răspîndirea bulelor de aer ce se formează, în întregul volum al lichidului.

Dizolvarea O_2 din bulele de aer ar putea fi formal împărțită în trei stadii :

1 — transportul oxigenului la suprafața de contact gaz-lichid ;
2 — străpungerea acestei suprafețe ;
3 — transportul oxigenului dizolvat în partea de volum a soluției.

Oxigenul face parte din gazele relativ greu solubile în apă. Deci în cazul nostru, stadiul care se va desfășura cel mai încet va fi ultimul stadiu. În consecință acest stadiu va determina viteza de desfășurare a întregului proces. În cazul că în soluție nu există vreo substanță superficial activă la limita de separare gaz-lichid, bulele de aer ce se formează sînt răspîndite într-o gamă foarte largă de dimensiuni. Presupunem că concentrația O_2 la suprafața bulei are o valoare constantă, egală cu valoarea concentrației acestuia în atmosferă (Co).

În condițiile curgerii turbulente, bulele mari de aer sînt supuse unui proces de «sfărîmare», un proces invers coalescenței .Presupunem că «sfărîmarea» bulelor de aer se desfășoară după următorul mecanism : dizolvarea oxigenului conținut în bula de aer provoacă mișcarea gazului în ea. Astfel ia naștere în bulă o presiune dinamică $\rho\frac{V^2}{2}$ orientată afară din bulă. Dacă forțele capilare ce mențin bula sînt depășite de această presiune, bula se descompune. În condițiile curgerii turbulente valoarea razei critice a_c, la care bulele nu se descompun, este dată de relația :

$$a_a = d^{2/3}\left(\frac{\sigma}{K_f}\right)^{3/5} \cdot \frac{1}{U^{6/5}}\left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{1/5} \qquad (15)$$

unde :

K_f — o constantă egală cu 0,5 ;
σ — tensiunea superficială a apei 70 dyn/cm ;
ρ — densitatea tulburelii în care se desfășoară procesul ;
U — viteza periferică a corpului de agitare ;
ρ_0 — densitatea aerului ;
d — valoarea amplitudinii maxime a pulsației turbulente = raza rotorului r.

În ipoteza că bulele de aer sînt răspîndite uniform în întreaga gamă de dimensiuni cuprinse între 0 și a , calculul se va face cu ajutorul valorii medii :

$$a_0 = \frac{a_c}{2} \cdot \qquad (16)$$

De aici cu ajutorul relației lui Levici se poate calcula intensitatea curentului de difuzie a oxigenului pentru bula de dimensiune medie :

$$J = \frac{ds}{dt} = D^{1/2}\left(\frac{\rho_0}{\rho}\right)^{1/2} \frac{U^{3/4} \cdot a_0 \cdot Co}{d^{1/4}\nu^{1/4}} \cdot \qquad (17)$$

Cunoscînd cantitatea de aer aspirată de rotor în unitatea de timp (Q), precum și volumul bulei de dimensiuni medii (V_0), se poate afla numărul echivalent de bule ce se găsește în tulbureală (No), iar de aici valoarea totală a curentului de difuzie pentru volumul dat.

În concluzie, pentru un regim de lucru dat, intensitatea curentului de difuzie va fi dată de o relație de formă :

$$J = \left(\frac{ds}{dt}\right)_{O_2} = \frac{C_0\sqrt{D}}{(h_\sigma)^{1/4}} \cdot U^{3/4}S + N_0/D^{1/2}\left(\frac{\rho_0}{\rho}\right)^{1/2} \cdot \frac{U^{3/4}a_0C_0}{d^{1/4}\sigma^{1/4}}\Bigg) \cdot \qquad (18)$$

În lumina relației (18), relația (6) capătă o semnificație mai profundă. Concentrația limită a cianurii în condițiile cianurației prin agitație, va depinde de o serie de factori printre care cei mai importanți sînt : numărul și dimensiunea bulelor de aer formate în tulbureală, forma și dimensiunile aparatului de agitare, amplitudinea pulsației turbulente a lichidului în mișcare, greutatea specifică a tulburelii etc.

Determinarea experimentală a concentrației limită a ionilor de CN^-, pentru materiile prime naturale

Relația (18) a fost verificată pentru un amestec de sticlă și apă. Sticla a fost sfărîmată la o granulație cuprinsă între +0,041 mm și —0,075 mm. Greutatea specifică a amestecului eterogen a fost de 1 281 g/cm³. Valoarea amplitudinii maxime a pulsației turbulente — raza corpului de agitare (d) — a fost de 3,6 cm, iar viteza periferică a corpului de agitare (U) a variat între 364,8 cm/sec și 996 cm/sec.

Verificarea experimentală a relației (18) s-a făcut cu ajutorul analizei amperometrice.

Încercările făcute cu scopul de a stabili concentrația oxigenului în diferite locuri ale celulei agitatoare au arătat că diferențe sensibile ale concentrației oxigenului se manifestă doar atunci cînd coloana de lichid de deasupra microcatodului depășește înălțimea de 11 cm.

Aceasta confirmă o ipoteză făcută într-o lucrare anterioară [9], precum că pentru o celulă agitatoare dată există o valoare limită pentru raportul dintre suprafață și volum, la care viteza de desfășurare a procesului este maximă.

În condițiile noastre de lucru înălțimea coloanei de lichid în stare staționară a fost de 6,5 cm, iar la viteza periferică a rotorului de 996 cm/s, de 10 cm. Distanța de la suprafață a microcatodului a fost în primul caz

de 2,2 cm, iar în al doilea caz de 5,7 cm. Temperatura la toate determinările a fost de 20 °C.

Determinarea concentrației oxigenului a fost făcută atît pentru apă distilată cît și pentru amestecul eterogen de sticlă și apă arătat mai sus.

Rezultatele acestor determinări precum și a celor obținute cu ajutorul formulei (18) sînt date în tabela 1.

Tabela 1

Viteza periferică a rotorului (V) cm/s	Concentrația oxigenului în moli/l		
	Rezultate obținute cu ajutorul formulei (18)	Rezultatele măsurătorilor cu ajutorul analizei ampermetrice	
		apă distilată	amestec de sticlă+apă
staționar		$0{,}50 \cdot 10^{-3}$	
364,8	$0{,}27 \cdot 10^{-3}$	$0{,}88 \cdot 10^{-3}$	$0{,}62 \cdot 10^{-3}$
521,2	$0{,}67 \cdot 10^{-3}$	$1\,06 \cdot 10^{-3}$	$0{,}80 \cdot 10^{-3}$
858,0	$1{,}39 \cdot 10^{-3}$	$1{,}40 \cdot 10^{-3}$	$0{,}98 \cdot 10^{-3}$
859,0	$1{,}50 \cdot 10^{-3}$	$1{,}49 \cdot 10^{-3}$	$1{,}04 \cdot 10^{-3}$
886,0	$1{,}57 \cdot 10^{-3}$	$1{,}48 \cdot 10^{-3}$	$1{,}04 \cdot 10^{-3}$
996,0	$1{,}80 \cdot 10^{-3}$	$1{,}49 \cdot 10^{-3}$	$1{,}04 \cdot 10^{-3}$

Pentru calculul concentrației oxigenului (moli/l) cu ajutorul relației (23), ne-am folosit de formula

$$C_{O_2} = \frac{J\delta_0}{D} \tag{19}$$

unde: J este valoarea curentului de difuzie calculat cu ajutorul relației (23);

D — coeficientul de difuzie al oxigenului, care la 20° este egal cu $2{,}6 \cdot 10^{-5}$ cm^2 sec^{-1};

δ_0 — valoarea substratului de difuzie.

În cazul măsurătorilor ampermetrice, determinarea oxigenului s-a făcut în condiții staționare, pe cale chimică obișnuită, stabilindu-se că la cele 3,8 linii ale galvanometrului (fiecare linie corespunde la $0{,}27 \cdot 10^{-6}$ a) avem o concentrație de 5,05 mg/l O_2.

De aici, fiecărei linii de galvanometru corespunzîndu-i 1,33 mg/l O_2, s-a determinat concentrația în O_2 a mediului pentru fiecare regim de agitație în parte.

Din tabela 1 se observă că în timp ce la mărimi mici ale vitezei periferice a rotorului valorile determinate cu ajutorul formulei (18) se apropie de cele stabilite experimental în mediu eterogen, pentru viteze periferice mai mari ale rotorului acestea se apropie de valorile determinate experimental în apă distilată.

Important este faptul că atît în cazul apei distilate cît și a amestecului de sticlă și apă, mărimea concentrației oxigenului, tinde, după o valoare a vitezei periferice a rotorului dată, spre o mărime limită.

Acest lucru se explică în primul rînd prin faptul că după trecerea în domeniul curgerii turbulente, așa cum s-a mai arătat într-o lucrare precedentă [17], grosimea substratului de difuzie a lui Levici atinge și el o valoare limită și în consecință, gradientul de concentrație, în condițiile determinărilor ampermetrice, atinge o valoare constantă.

Este probabil că de la o anumită valoare a pulsației turbulente, între gradientul concentrației oxigenului la suprafața microcatodului și cel de la limita de separare a fazelor gaz-lichid se creează un echilibru.

Pe de altă parte, coeficientul difuziei turbulente, D_t*, poate în anumite condiții să fie egalat cu coeficientul de difuzie D și deci să atingă o valoare constantă.

In consecință și variația curentului de difuzie J cu concentrația, conform relației :

$$J \sim D_t \cdot \text{grad } C \qquad (20)$$

va fi mai mică.

Așa cum se va vedea în continuare, pentru procesul hidrometalurgic studiat, importanță practică au doar aceste valori limită.

Acest lucru s-a evidențiat în mod deosebit în cercetarea influenței concentrației cianurii asupra vitezei de dizolvare a aurului din materiile prime naturale.

In acest scop ne-am folosit de aceeași aparatură ca mai sus, determinîndu-se variația vitezei de dizolvare a aurului, în funcție de concentrația cianurii, la diferite valori ale vitezei periferice a rotorului și deci ale concentrației oxigenului activ.

Constituția chimică a minereurilor asupra cărora s-a lucrat este dată în tabela 2.

In toate încercările s-a folosit ca adaos de alcalinizare amoniacul, iar ca solvent cianura de potasiu. Valoarea *p*H-ului mediului a fost în toate determinările menținută constantă (11,62). Pentru menținerea la o valoare constantă atît a *p*H-ului cît și a concentrației cianurii, pentru fiecare încercare în parte s-au făcut determinări de stabilire a diagramelor de consum în funcție de timp.

S-a constatat că atît variația consumului de cianură cît și a *p*H-ului, cu timpul este mai mare în condițiile menținerii constante a concentrației cianurii și *p*H-lui, decît în condițiile scăderii treptate a acestor factori în timpul desfășurării procesului. De aceea, pentru determinarea diagramelor

---

* După Landau și Livșiț [6], în condițiile curgerii turbulente, coeficientul de difuzie capătă o semnificație deosebită, el determinîndu-se cu ajutorul unei relații de forma :

$$D_t = \gamma \frac{V_0 y^4}{\delta_0^3}$$

unde : γ este constantă ;
V_0 — viteza caracteristică a pulsației turbulente ;
y — distanța de la suprafața solidă ;
δ_0 — grosimea stratului de difuzie.

Tabela 2

Denumirea probei	Compoziția chimică														
	g/t		%												
	Au	Ag	S	Zn	Fe	CaO	MgO	Al_2O_3	TiO_3	Na_2O	K_2O	Mn	Cu	Sb	As
Proba A	1,4	0,6	2,2	—	2,3	0,05	0,05	0,40	—	0,15	—	0,10	0,03	urme	urme
Proba B	1,65	15,65	0,2	—	3,51	0,16	0,16	0,95	0,04	0,03	0,23	0,10	urme	urme	urme
Proba C	6,7	4,6	1,1	—	7,82	0,07	0,11	2,0	—	0,08	0,21	0,10	0,04	0,5	0,11
Proba D	5,1	4,1	1,3	—	5,81	0,05	0,14	5,2	—	0,03	0,24	0,20	0,06	0,03	0,12
Proba E	4,8	4,0	1,1	—	5,14	0,08	0,17	4,8	—	0,07	0,18	0,20	0,04	0,15	0,24
Proba F	1,3	2,3	6,4	—	7,37	0,06	0,21	4,2	—	0,03	—	0,30	0,05	urme	urme
Proba G	1,6	3,0	7,1	0,006	7,48	0,09	0,19	4,6	—	0,01	—	0,10	0,05	urme	urme
Proba H	1,3	3,9	0,1	—	5,25	0,12	0,18	3,8	—	0,03	—	0,20	0,04	urme	urme
Proba I	9,4	6,3	0,4	—	4,58	0,10	0,16	3,1	—	0,05	—	0,20	urme	urme	urme
Proba J	22,8	5,3	48,1	0,0016	45,1	0,01	urme	0,7	—	—	—	—	0,05	0,40	0,01
Proba K	33,0	5,9	40,3	0,040	33,8	urme	urme	0,4	—	—	—	—	0,20	urme	urme

de consum s-au analizat și completat concentrațiile la limite mici de timp. După stabilirea diagramelor de consum, menținerea constantă a *p*H-ului și concentrației cianurii a fost asigurată cu ajutorul a două biurete instalate deasupra celulei agitatoare.

Greutatea specifică a tulburelii s-a păstrat de asemenea constantă (1,280 g/cm³), precum și temperatura (20 °C).

Rezultatele încercărilor efectuate asupra minereului C (vezi tabela 2) sînt date în tabela 3.

După cum se vede din tabela 3, viteza de desfășurare a procesului de dizolvare crește proporțional cu creșterea vitezei periferice a corpului de agitare, adică odată cu creșterea pulsației turbulente, a convecției și difuziei.

În lucrări anterioare [9], [17], s-a arătat că prin folosirea teoriei hidrodinamice a lui Landau și Livșiț [6], prelucrată pentru reacțiile eterogene de Levici [1]—[5], se demonstrează că prin menținerea mediului în condițiile curgerii turbulente se schimbă mecanismul de transport a substanțelor atît din volum la suprafața de dizolvat cît și de la această suprafață în volum.

În aceste condiții atît coeficientul de difuzie cît și relațiile ce exprimă viteza transportului solventului sau a produselor de dizolvare capătă o altă semnificație. Un rol important în determinarea vitezei procesului hidrometalurgic îl joacă grosimea substratului de difuzie.

Se conchide că grosimea substratului de difuzie (substratul de difuzie a lui Levici) este invers proporțională cu turbulența mediului, după o relație de formă:

$$\delta_D = f\left(\frac{1}{V_0}\right)^{1/4} \qquad (21)$$

unde V_0 — viteza caracteristică a pulsației turbulente.

Tabela 3

Viteza periferică a rotorului în cm/s	Concentrația cianuril (moli/l)·10^{-2}	Timpul de cianurare în minute				
		10	20	30	45	60
		Extracția în metal Au %				
0	1	2	3	4	5	6
364,8	1,53	24,62	41,79	59,70	65,67	65,67
	2,30	26,11	50,74	61,19	66,41	**69,48**
	2,61	23,88	42,53	62,68	65,67	70,15
	2,92	22,38	41,04	61,94	67,16	68,65
	3,22	28,35	43,28	59,70	—	69,48
	3,69	—	44,77	58,21	66,41	71,64
	3,83	26,11	41,76	62,68	67,16	67,16
	4,30	26,11	—	—	65,67	69,48
	4,91	22,38	41,04	—	—	68,65
521,2	1,53	29,10	44,77	50,74	65,67	71,64
	2,30	32,08	47,76	55,22	71,64	76,11
	2,61	34,32	49,25	59,70	73,13	78,35
	2,92	35,07	50,74	64,17	76,11	**82,08**
	3,22	34,32	53,73	63,43	74,62	78,35
	3,69	—	50,74	62,68	77,61	80,59
	3,83	35,82	50,00	—	74,62	83,58
	4,30	35,07	—	64,17	73,13	82,08
	4,91	34,32	50,74	63,43	76,11	82,08
828,0	1,53	32,08	59,70	59,70	77,61	82,08
	2,30	35,82	64,17	74,62	82,08	80,59
	2,61	34,32	63,43	77,61	87,31	92,53
	2,92	41,79	—	82,08	83,58	94,03
	3,22	43,28	—	85,07	95,52	95,52
	3,69	44,77	—	88,05	**98,50**	98,50
	3,83	41,04	71,64	87,31	97,05	98,50
	4,30	44,77	69,48	88,80	96,26	97,05
	4,91	43,28	71,64	86,56	98,50	99,25
857,0	1,53	35,82	63,43	74,62	83,58	82,08
	2,30	—	64,17	85,82	86,56	85,07
	2,61	44,77	65,67	86,56	88,05	88,05
	2,92	—	71,64	91,04	87,31	92,53
	3,22	47,76	66,41	92,53	92,53	95,52
	3,69	49,25	—	95,52	94,03	98,50
	3,83	48,50	77,61	**98,50**	97,76	98,50
	4,30	49,25	76,11	97,01	98,50	99,25
	4,91	47,01	77,61	98,50	96,26	98 50
886,0	1,53	47,01	71,64	68,65	73,13	71,64
	2,30	48,50	86,56	88,05	8 ,07	74,62
	2,61	54,47	77,61	77,61	88,05	87,31
	2,92	58,20	88,05	91,04	91,04	94,03
	3,22	—	95,52	92,52	—	91,04
	3,69	69,48	98,50	95,52	92,53	95,52
	3,83	—	**98,50**	96,26	98,50	99,25
	4,30	74,62	97,76	98,50	99,25	98,50
	4,91	76,11	98,50	99,25	98,50	98,50

Tabela 3 (continuare)

0	1	2	3	4	5	6
	1,53	48,50	65,67	74,62	74,62	83,58
	2,30	47,01	76,11	83,58	78,35	78,35
	2,61	69,48	—	85,07	86,56	83,58
	2,92	71,64	88,05	—	88,05	87,31
996,0	3,22	74,62	92,53	83,56	89,55	95,52
	3,69	74,62	95,52	86,56	95,52	92,53
	3,83	76,11	**99,25**	98,50	98,50	98,50
	4,30	74,62	97,01	97,76	97,76	98,50
	4,91	76,11	98,50	99,25	99,25	97,76

Considerînd viteza caracteristică a pulsației turbulente proporțională cu viteza periferică a rotorului, ajungem la concluzia că deoarece paranteza este la rădăcina a patra, la valori mari ale vitezei, modificarea acesteia nu influențează sensibil grosimea substratului și deci nici viteza de dizolvare.

Din tabela 3, se vede de asemenea că viteza de desfășurare a procesului variază direct proporțional cu concentrația cianurii. Creșterea vitezei de dizolvare cu concentrația se desfășoară și ea pînă la o anumită limită a acesteia.

Valoarea concentrației limită a cianurii este specifică fiecărui regim de agitație și deci fiecărei concentrații a oxigenului în faza lichidă a tulburelii.

Prin folosirea concentrațiilor limită stabilite experimental se poate calcula cu ajutorul formulei (5) valoarea constantei k:

$$k=0{,}742\,K. \tag{22}$$

Rezultatele sînt date în tabela 4.

*Tabela 4**

Concentrația oxigenului moli/l	Concentrația limită a cianurii moli/l	K	k
$0{,}62\cdot10^{-3}$	$2{,}30\cdot10^{-2}$	37,096	27,525
$0{,}80\cdot10^{-3}$	$2{,}92\cdot10^{-2}$	36,500	27,083
$0{,}98\cdot10^{-3}$	$3{,}69\cdot10^{-2}$	37,653	27,938
$1{,}04\cdot10^{-3}$	$3{,}83\cdot10^{-2}$	36,827	27,325
$1{,}04\cdot10^{-3}$	$3{,}83\cdot10^{-2}$	36,827	27,325
$1{,}04\cdot10^{-3}$	$3{,}83\cdot10^{-2}$	36,827	27,325
media		36,955	27,420

După cum se vede din tabela 4, valoarea obținută pentru K, este pentru materiile prime naturale mult mai mare decît cea stabilită teoretic de Kakovski și Holmanski [11], [12]. Acest lucru se explică prin faptul că în

* *Pestru concentrația oxigenului s-au luat valorile determinate experimental în amestecul de sticlă cu apă.*

cazul cianurării materiilor prime naturale, cianura se consumă și într-o serie de alte reacții la care oxigenul fie că nu ia parte fie că participă în alte raporturi stoichiometrice.

Important este faptul că, așa cum se vede din tabela 4, și în cazul cianurării materiilor prime naturale valoarea lui K variază foarte puțin cu variația concentrației oxigenului, ea putînd fi considerată constantă.

Abaterile în plus sau minus de la valoarea medie pot fi atribuite erorilor de analiză posibile în cazul metodei folosite în încercări.

Constanța valorii lui K a fost confirmată și în cazul încercărilor asupra celorlalte tipuri de materii prime naturale indicate în tabela 2.

Stabilirea valorii limită a concentrației cianurii la celelalte tipuri de materii prime a fost mai dificilă pe motivul că majoritatea au conținut aur liber în grăunți destul de mari, ceea ce a făcut aproape imposibilă obținerea unei probe perfect omogene. Omogenizarea probei C a fost mai ușor de realizat, deoarece aurul din această probă se găsește foarte fin disiminat, destul de omogen răspîndit în masa minereului și în particule submicroscopice.

Cu toate acestea s-a stabilit și pentru celelalte materii prime naturale valoarea medie a constantelor K și k. Acestea sînt date în tabela 5.

Tabela 5

Determinarea probei	K	k
Proba A	9,350	6,937
Proba B	10,017	7,432
Proba C	36,955	27,420
Proba D	31,425	23,317
Proba E	28,643	21,253
Proba F	24,318	18,043
Proba G	25,172	18,677
Proba H	18,744	13,908
Proba I	22,941	17,022
Proba J	59,521	44,164
Proba K	48,832	39,233

Constantele K și k, așa cum se vede din tabela 5, sînt specifice fiecărei materii prime naturale.

Din cele de mai sus, deducem că în condițiile cianurării materiilor prime naturale viteza de desfășurare a procesului de dizolvare a aurului și argintului în soluții de cianură crește proporțional cu concentrația numai pînă la o anumită limită.

Folosirea unei concentrații mai mari decît valoarea limită nu influențează viteza de reacție, ea provocînd doar un consum mai mare de reactiv și o ridicare a gradului de toxicitate al mediului de lucru.

Folosirea celulelor agitatoare și a unei concentrații satisfăcătoare a oxigenului activ în tulbureală, asigură posibilitatea realizării unor viteze mari de reacție și a reducerii consumului de cianură.

Concluzii

1. Prin folosirea teoriei hidrodinamice a lui Landau și Livșiț, prelucrată pentru reacțiile eterogene de Levici, se poate stabili o relație care prin folosirea elementelor mecanice ale celulei agitatoare și ale mediului de reacție

să ne dea valoarea curentului de substanță și deci concentrația oxigenului la suprafața de reacție.

Valorile stabilite experimental cu ajutorul analizei ampermetrice au același ordin de mărime cu cele stabilite teoretic.

2. Viteza procesului de dizolvare a aurului în soluții de cianură este direct proporțională cu concentrația cianurii pînă la o anumită valoare a concentrației, după care nu mai variază cu aceasta. Creșterea mai departe a extracției în aur se face doar pe socoteala creșterii timpului de reacție.

3. Între valoarea limită a concentrației cianurii și concentrația oxigenului există, într-un regim de lucru dat, un raport constant.

Valoarea constantelor K și k, în condițiile cianurării materiilor prime naturale este mult mai mare decît cea stabilită teoretic, ea fiind specifică fiecărei materii prime naturale în parte.

4. Lucrarea de față poate contribui la stabilirea unei noi metode de încercare a procesului de cianurare asupra minereurilor și concentratelor aurifere, precum și la îmbunătățirea condițiilor de exploatare a instalațiilor de cianurare.

BIBLIOGRAFIE

1. V. G. Levici, (1944), *Jurnal fiz. himii* 18, 335.
2. V. G. Levici, (1948), *Jurnal fiz. himii* 12, 5.
3. V. G. Levici, (1948), *Jurnal fiz. himii* 12, 6.
4. V. G. Levici, (1944), *Acta physiochimica* 19, 117.
5. V. G. Levici, (1959), *Fizico-himiceskaia ghidrodinamica,* Moscova.
6. L. D. Landau, E. M. Livșiț, (1954), *Mehanica splașnîh sred,* Moscova.
7. V. I. Klassen, (1949), *Vaproși teorii aerații i flotatii,* Moscova.
8. A. P. Bodiu, V. Zeman, (1963), *Rudy* 11.
9. A. P. Bodiu, (1963), Problemy kyanisace chudych zlatonosnych rud, VSB Ostrava.
10. A. P. Bodiu (sub tipar), Contribuții la cinetica proceselor hidrometalurgice, comunicare ținută la prima sesiune științifică a cadrelor didactice a Institutului Pedagogic Baia-Mare, februarie 1965.
11. I. A. Kakovski, Iu. B. Holmanski, (1959), Izd. A. N. SSSR OTN *Metallurghia i toplivo* 5.
12. I. A. Kakovski, Iu. B. Holmanski, (1960), Izd. A. N. SSSR OTN *Metallurghia i toplivo* 5.
13. A. P. Bodiu, (1965), *Studii și cercetări de metalurgie* Nr. 2.
14. I. A. Kakovski, (1963), Lucrările congresului de preparare de la Cannes. Secția doc. SCM Baia-Mare.
15. G. Bodlaender, (1896), Z. Ang. Chem. 9.
16. I. W. N. Dorr, (1950), *Besqui Cyanidation and Concentration of Gold and Silver,* New York.
17. A. P. Bodiu, L. Onofrei, (1965), Lucrările sesiunii jubiliare a Sectorului de cercetări miniere Baia-Mare, August 1964, IDT.
18. K. L. Sontherland, I. W. Wark, (1950), *Principles of Flotation,* Melbourne.

Manuscris primit în redacție la 17 ianuarie 1966

CU PRIVIRE LA PUTEREA NECESARĂ ANTRENĂRII MORILOR CU BILE

I. N. CONSTANTINESCU, A. V. DARABONT

Institutul de mine, Petroşani

In lucrare se studiază forţele percutante care iau naştere în momentul contactului materialului în cădere, cu căptuşeala morii.

In calcule se ţine seama de faptul că ciocnirea are loc datorită unui şuvoi continuu de material.

Forţele percutante produc momente în raport cu axa de rotaţie a morii, a căror rezultantă se opune tendinţei de rotaţie.

Avînd în vedere acest lucru, autorii propun o nouă formulă pentru calculul puterii de antrenare a morilor cu bile, în care se ţine seama şi de momentul rezultant al forţelor percutante.

Se compară relaţia existentă în literatură cu relaţia propusă de autori.

Se dă de asemenea un exemplu de calcul din care rezultă justeţea formulei propuse de autori.

Este cunoscut faptul că în cazul funcţionării morilor cu bile în regim de cascadă, bilele împreună cu încărcătura se ridică pe traiectorii circulare în sensul rotaţiei morii, pînă la anumite puncte, de unde în continuare se deplasează liber pe traiectorii parabolice (fig. 1).

In momentul contactului materialului în cădere cu moara sau cu restul materialului din moară, iau naştere forţe percutante. Caracteristic acestui caz este faptul că ciocnirea are loc datorită unui curent (şuvoi) continuu de material.

Forţele percutante produc momente în raport cu punctul 0, a căror rezultantă $\mathfrak{M}_0$ se opune tendinţei de rotaţie a morii, deci la calculul puterii motorului de antrenare va trebui luată în considerare.

In literatura de specialitate [1], [2], pentru calculul puterii motorului de antrenare a morilor cu bile care funcţionează în regim de cascadă, se recomandă relaţia :

$$N = N_1 + N_2$$

unde : N_1 — puterea necesară antrenării părții de material care se rotește solidar cu moara ;

N_2 — puterea necesară proiectării materialului pe traiectoria parabolică.

Pentru determinarea puterii N se dă relația :

$$N=N_1+N_2=0{,}864\,\frac{G}{\varphi}\sqrt{D}\psi^3\left[9(1-k^4)-\frac{16}{3}\psi^4(1-k^6)\right],\quad [\text{kW}]$$

unde : G — greutatea încărcăturii ;

φ — gradul de umplere al morii ;

D — diametrul interior al morii ;

ψ — viteza de rotire a materialului din moară în raport cu moara ;

k — raportul dintre raza interioară și raza exterioară a încărcăturii.

Notînd cu N_0 puterea unei mori cu diametrul tobei $D=1$ m și volumul $V=1$ m^3 pentru o greutate volumetrică a bilelor $\gamma_0=1$ tf/m^3, vom avea :

$$N_0=0{,}864\,\psi^3\left[9(1-k^4)-\frac{16}{3}\psi^4(1-k^6)\right],\quad [\text{kW}]$$

și relația pentru determinarea puterii totale devine :

$$N=\frac{G}{\varphi}\sqrt{D}\cdot N_0.\quad \text{kW}.$$

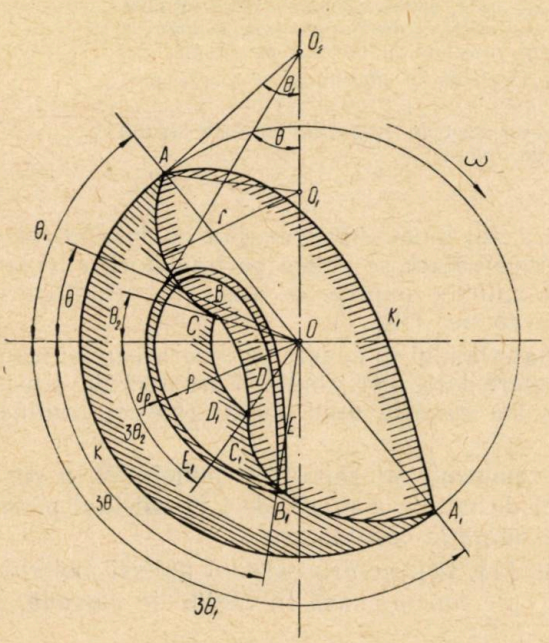


Fig. 1. Mișcarea materialului în interiorul tobei.

Pentru o mai justă evaluare a puterii de antrenare e necesar ca în formula pentru determinarea puterii să se țină seama și de momentul rezistent $\mathfrak{M}_0$.

Să considerăm moara (fig. 1) care se rotește în sensul acelor de ceasornic, în care, parte din material se deplasează împreună cu moara, iar altă parte se găsește în cădere liberă.

Partea de material solidară cu moara va fi delimitată de segmentul de cerc A_1KA și de curbele ABC, CD_1C_1, $C_1B_1A_1$. Partea de material în mișcare liberă este delimitată de pa-

rabola A_1K_1A și curbele ABC, CDC_1, $C_1B_1A_1$. Punctele B și B_1 sînt definite prin unghiul la centru 4θ, avînd ca limită inferioară unghiul $4\theta_2$ (punctele C și C_1) și ca limită superioară unghiul $4\theta_1$ (punctele A și A_1). Unghiurile θ_1 și θ_2 delimitează volumul de material care poate fi încărcat într-o moară cu bile.

Considerăm întreaga cantitate de material omogenă și formată dintr-o infinitate de particule foarte mici. În acest caz este posibil să se împartă în straturi elementare de grosime $d\rho$, delimitată de o zonă circulară BE_1B_1 și o zonă parabolică BEB_1.

Pentru simplificare vom neglija influența apei care se găsește în interiorul morii, asupra fenomenelor cinematice și dinamice care au loc în timpul deplasării particulelor de material.

Viteza tangențială a unei particule materiale în momentul desprinderii de pe porțiunea circulară a traiectoriei este :

$$v_0 = \rho \cdot \omega \tag{1}$$

iar componentele sale :

$$v_{0x} = v_0 \sin\theta ; \quad v_{0y} = v_0 \cos\theta. \tag{2}$$

Valoarea forței percutante care ia naștere ca urmare a ciocnirii șuvoiului de material de pereții morii, sau de materialul în mișcare împreună cu moara, se poate determina folosind teorema cantității de mișcare. Pentru un interval de timp infinit mic *dt* și pentru un șuvoi de mase elementare *dm*, avem :

$$v\,dm = F\,dt \tag{3}$$

unde : v — viteza șuvoiului de material în momentul percuției ;

F — forța percutantă.

Masa elementară *dm* ce se desprinde din punctul *B* în intervalul de timp *dt*, pentru o fîșie de material de grosime $d\rho$ și pentru o lungime a morii egală cu unitatea, este :

$$dm = v_0 \frac{\gamma}{g} d\rho dt \tag{4}$$

unde : γ — greutatea volumetrică a încărcăturii morii.

Forța percutantă corespunzătoare fîșiei de grosime $d\rho$ va fi de asemenea o mărime inifinit mică. Ținînd seama și de (4) teorema cantității de mișcare devine :

$$v_0 v \frac{\gamma}{g} d\rho\, dt = dF\, dt$$

de unde :

$$dF = v_0 v \frac{\gamma}{g} d\rho. \tag{5}$$

Proiectînd relația (5) pe direcția tangentei și normalei principale obținem :

$$\left.\begin{aligned} dF_\tau &= v_0 v_\tau \frac{\gamma}{g} d\rho \\ dF_\nu &= v_0 v_\nu \frac{\gamma}{g} d\rho \end{aligned}\right\} \tag{6}$$

unde :

$$v_\tau = v_x \sin 3\theta + v_y \cos 3\theta\,; \quad v_\nu = -v_x \cos 3\theta + v_y \sin 3\theta \tag{7}$$

iar proiecțiile v_x și v_y conform [2] au expresiile :

$$v_x = v_0 \sin\theta\,; \quad v_y = 3v_0 \cos\theta \tag{8}$$

Deoarece pentru diferite fîșii elementare de material, viteza v face unghiuri diferite cu verticala, vom descompune expresiile (6) după o direcție orizontală și alta verticală. Avem :

$$\left.\begin{aligned} dF_{\tau x} &= v_0 v_{\tau x} \frac{\gamma}{g} d\rho\,; \quad dF_{\tau y} = v_0 v_{\tau y} \frac{\gamma}{g} d\rho \\ dF_{\nu x} &= v_0 v_{\nu x} \frac{\gamma}{g} d\rho\,; \quad dF_{\nu y} = v_0 v_{\nu y} \frac{\gamma}{g} d\rho \end{aligned}\right\} \tag{9}$$

unde componentele $v_{\tau x}$, $v_{\tau y}$, $v_{\nu x}$ și $v_{\nu y}$, ținînd seama și de (8), se determină cu expresiile :

$$\left.\begin{aligned} v_{\tau x} &= v_\tau \sin 3\theta = v_0 (\sin\theta \sin^2 3\theta + 3 \cos\theta \cos 3\theta \sin 3\theta) \\ v_{\tau y} &= v_\tau \cos 3\theta = v_0 (\sin\theta \sin 3\theta \cos 3\theta + 3 \cos\theta \cos^2 3\theta) \\ v_{\nu x} &= v_\nu \cos 3\theta = v_0 (3 \cos\theta \sin 3\theta \cos 3\theta - \sin\theta \cos^2 3\theta) \\ v_{\nu y} &= v_\nu \sin 3\theta = v_0 (3 \cos\theta \sin^2 3\theta - \sin\theta \cos 3\theta \sin 3\theta) \end{aligned}\right\} \tag{10}$$

Se știe din literatura de specialitate [2] că tangentele duse la curbele B_1E_1B în punctele de intersecție cu curbele ABC, intersectează diametrul vertical în punctul O_2 în așa fel încît $O_2O = 2r_0$ (fig. 1), deci din triunghiul O_2OB rezultă :

$$\rho = 2 r_0 \sin\theta$$

sau diferențiind

$$d\rho = 2 r_0 \cos\theta d\theta \tag{11}$$

De asemenea se știe că :

$$r_0 = \frac{g}{2\omega^2}. \tag{12}$$

Ținînd seama de (1), (10), (11) și (12) expresiile (9) devin :

$$dF_{\tau x}=4\gamma r_0^2(\sin^3\theta\cos\theta\sin^2 3\theta+3\cos^2\theta\sin^2\theta\sin 3\theta\cos 3\theta)\,d\theta$$

$$dF_{\tau y}=4\gamma r_0^2(\sin^3\theta\cos\theta\sin 3\theta\cos 3\theta+3\sin^2\theta\cos^2\theta\cos^2 3\theta)\,d\theta$$

$$dF_{\nu x}=4\gamma r_0^2(3\cos^2\theta\sin^2\theta\cos 3\theta\sin 3\theta-\sin^3\theta\cos\theta\cos^3 3\theta)\,d\theta$$

$$dF_{\nu y}=4\gamma r_0^2(3\cos^2\theta\sin^2\theta\sin^2 3\theta-\sin^3\theta\cos\theta\cos 3\theta\sin 3\theta)\,d\theta$$

sau :

$$F_{\tau x}=4\gamma r_0^2\left[\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^3\theta\cos\theta\sin^2 3\theta\,d\theta+3\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^2\theta\cos^2\theta\sin 3\theta\cos 3\theta\,d\theta\right]$$

$$F_{\tau y}=4\gamma r_0^2\left[\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^3\theta\cos\theta\sin 3\theta\cos 3\theta\,d\theta+3\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^2\theta\cos^2\theta\cos^2 3\theta\,d\theta\right]$$

$$F_{\nu x}=4\gamma r_0^2\left[3\int_{\theta_2}^{\theta_1}\cos^2\theta\sin^2\theta\cos 3\theta\sin 3\theta\,d\theta-\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^3\theta\cos\theta\cos 3\theta\sin 3\theta\,d\theta\right]$$

$$F_{\nu y}=4\gamma r_0^2\left[3\int_{\theta_2}^{\theta_1}\cos^2\theta\sin^2\theta\sin^2 3\theta-\int_{\theta_2}^{\theta_1}\sin^3\theta\cos\theta\cos^2 3\theta\,d\theta\right].$$

Integrînd expresiile de mai sus obținem :

$$F_{\tau x}=4\gamma r_0^2\{[I_1(\theta_1)-I_1(\theta_2)]+3[I_2(\theta_1)-I_2(\theta_2)]\}$$

unde :

$$I_1(\theta)=\int\sin^2\theta\cos\theta\sin^2 3\theta\,d\theta=\frac{1}{64}\left(-3\cos 2\theta+\frac{\cos 8\theta}{2}-\frac{\cos 10\theta}{5}\right)$$

$$I_2(\theta)=\int\sin^2\theta\cos^2\theta\sin 3\theta\cos 3\theta\,d\theta=\frac{1}{32}\left(\frac{\cos 2\theta}{2}+\frac{\cos 10\theta}{10}-\frac{\cos 6\theta}{3}\right)$$

$$F_{\tau y}=4\gamma r_0^2\{[I_3(\theta_1)-I_4(\theta_2)]+3[I_3(\theta_1)-I_3(\theta_2)]\}$$

unde :

$$I_3(\theta)=\int\sin^3\theta\cos\theta\sin 3\theta\cos 3\theta\,d\theta=\frac{1}{64}\cdot\left(-\sin 2\theta+\sin 4\theta-\frac{\sin 8\theta}{2}+\frac{\sin 10\theta}{5}\right).$$

$$I_4(\theta)=\int\sin^2\theta\cos^2\theta\cos^2 3\theta\,d\theta=\frac{1}{16}\left(\theta-\frac{\sin 2\theta}{4}-\frac{\sin 4\theta}{4}+\frac{\sin 6\theta}{6}-\frac{\sin 10\theta}{20}\right)$$

$$F_{\nu x}=4\gamma r_0^2\{3[I_2(\theta_1)-I_2(\theta_2)]-[I_5(\theta_1)-I_5(\theta_2)]\}$$

unde :

$$I_5(\theta)=\int\sin^3\theta\cos\theta\cos^2 3\theta\,d\theta=\frac{1}{32}\left(-\frac{5}{2}\cos 2\theta+\cos 4\theta-\frac{\cos 8\theta}{4}+\frac{\cos 10\theta}{10}\right)$$

$$F_{\nu y}=4\gamma r_0^2\{3[I_6(\theta_1)-I(\theta_2)]-[I_3(\theta_2)-I_3(\theta_2)]\}$$

unde :

$$I_6(\theta)=\int\cos^2\theta\sin^2\theta\sin^2 3\theta\,d\theta=\frac{1}{16}\left(\theta+\frac{\sin 2\theta}{4}-\frac{\sin 4\theta}{4}-\frac{\sin 6\theta}{6}+\frac{\sin 10\theta}{20}\right).$$

Grupînd în mod convenabil termenii care intervin în expresiile lui $F_{\tau x}$, $F_{\tau y}$, F_{vx} și F_{vy}, acestea devin :

$$\left.\begin{aligned} F_{\tau x}&=4\gamma r_0^2[\Phi_1(\theta_1)-\Phi_1(\theta_2)]; \quad F_{\tau y}=4\gamma r^2[\Phi_2(\theta_1)-\Phi_2(\theta_2)]\\ F_{vx}&=4\gamma r_0^2[\Phi_3(\theta_1)-\Phi_3(\theta_2)]; \quad F_{vy}=4\gamma r^2[\Phi_4(\theta_1)-\Phi_4(\theta_3)]\end{aligned}\right\} \tag{13}$$

unde :

$$\Phi_1(\theta)=I_1(\theta)+3I_2(\theta)=\frac{1}{640}(-20\cos 6\theta+5\cos 8\theta+4\cos 10\theta)$$

$$\Phi_2(\theta)=I_3(\theta)+3I_4(\theta)=\frac{1}{640}(120\,\theta-40\sin 2\theta-20\sin 4\theta+20\sin 6\theta-$$
$$-5\sin 8\theta-4\sin 10\theta) \tag{14}$$

$$\Phi_3(\theta)=3I_2(\theta)-I_5(\theta)=\frac{1}{640}(80\cos 2\theta-20\cos 4\theta-20\cos 6\theta+$$
$$+5\cos 8\theta+4\cos 10\theta)$$

$$\Phi_4(\theta)=3I_6(\theta)-I_3(\theta)=\frac{1}{640}(120\,\theta+40\sin 2\theta-40\sin 4\theta-20\sin 6\theta+$$
$$+5\sin 8\theta+4\sin 10\,\theta)$$

Din relațiile (13) putem determina valorile forțelor F_τ și F_v:

$$F_\tau=4\gamma r_0^2\sqrt{[\Phi_1(\theta_1)-\Phi_1(\theta_2)]^2+[\Phi_2(\theta_1)-\Phi_2(\theta_2)]^2} \tag{15}$$

$$F_v=4\gamma r_0^2\sqrt{[\Phi_3(\theta_1)-\Phi_3(\theta_2)]^2+[\Phi_4(\theta_1)-\Phi_4(\theta_2)]^2} \tag{16}$$

Unghiurile pe care le fac cele două forțe cu diametrul vertical al morii (fig. 2) sînt :

$$\operatorname{tg}\varphi_1=\frac{F_{\tau y}}{F_{\tau x}}=\frac{\Phi_2(\theta_1)-\Phi_2(\theta_2)}{\Phi_1(\theta_1)-\Phi_1(\theta_2)} \tag{17}$$

$$\operatorname{tg}\varphi_0=\frac{F_{vx}}{F_{vy}}=\frac{\Phi_3(\theta_1)-\Phi_3(\theta_2)}{\Phi_4(\theta_1)-\Phi_4(\theta_2)}. \tag{18}$$

Să determinăm în continuare brațul momentului forței F_τ în raport cu centrul O al morii (fig. 2). Avem :

$$M_o=OM\cdot F_\tau.$$

Momentul elementar corespunzător forței dF este :

$$dM_o = \rho \cdot dF_\tau = v_o v_\tau \frac{\gamma}{g} \rho \, d\rho$$

sau

$$dM_o =$$

$$= 8r_0^3 \gamma (\sin^4 \theta \cos \theta \sin 3\theta +$$

$$+ 3 \sin^3 \theta \cos^2 \theta \cos 3\theta d\theta)$$

Integrînd obținem :

$$M_o = 8r_0^3 \gamma \{ [I_7(\theta_1) - I_7(\theta_2)] +$$

$$+ 3[I_8(\theta_1) - I_8(\theta_2)] \}$$

unde :

$$I_7(\theta) =$$

$$= \int \sin^4 \theta \cos \theta \sin 3\theta d\theta =$$

$$= \frac{1}{32} \left(-\cos 2\theta - \cos 4\theta + \right.$$

$$\left. + \cos 6\theta - \frac{\cos 8\theta}{4} \right.$$

$$I_8(\theta) =$$

$$= \int \cos^2 \theta \sin^3 \theta \cos 3\theta d\theta =$$

$$= \frac{1}{64} \left(3 \cos 2\theta - \cos 4\theta - \right.$$

$$\left. - \frac{\sin 8\theta}{4} \right).$$

Grupînd în mod convenabil termenii care intervin în expresia lui M_0 avem :

$$M_o = 8r_0^3 \gamma [\Phi_5(\theta_1) - \Phi_5(\theta_3)]^* \qquad (19)$$

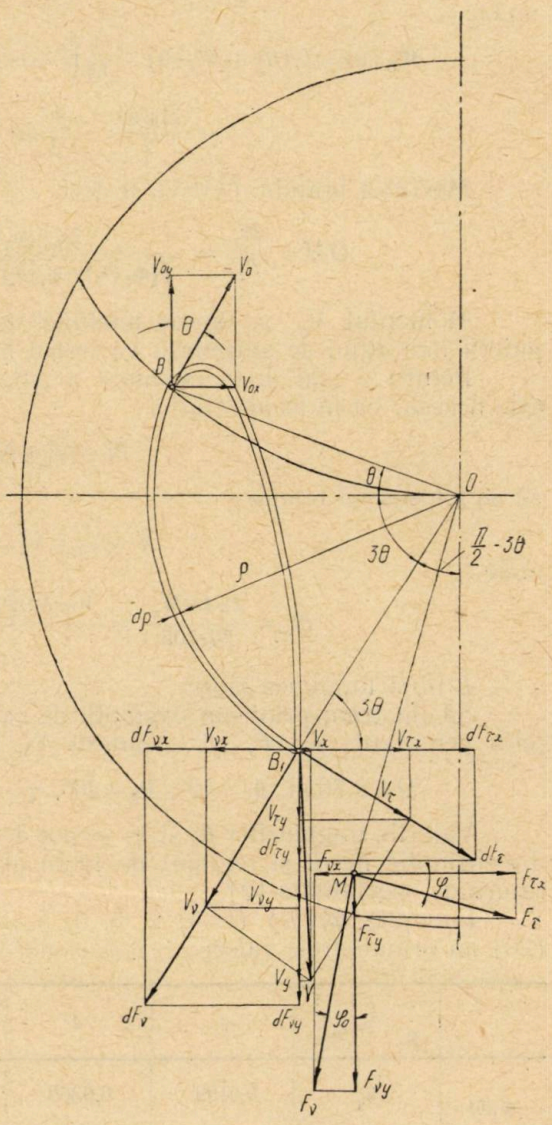


Fig. 2. Descompunerea vitezelor și a forțelor percutante

* Momentul M_0 pentru unghiuri θ_1 și θ_2 cuprinse în limitele obișnuite, are valori pozitive.

unde :

$$\Phi_5(\theta) = I_7(\theta) + 3I_8(\theta) = \frac{1}{64}\left(7\cos 2\theta - 5\cos 4\theta + 2\cos 6\theta - \right.$$

$$\left. - \frac{\cos 8\theta}{2} - \frac{3}{4}\sin 8\theta\right). \qquad (20)$$

Mărimea brațului OM va fi deci :

$$OM = \frac{M_o}{F_\tau} = \frac{2r_0\left[(\Phi_5(\theta_1) - \Phi_5(\theta_2)\right]}{\sqrt{\left[\Phi_1(\theta_1) - \Phi_1(\theta_2)\right]^2 + \left[\Phi_2(\theta_1) - \Phi_2(\theta_2)\right]^2}} \qquad (21)$$

Momentul M_o se opune tendinței de rotație a morii, deci la calculul puterii motorului de antrenare va trebui luat în considerare.

Pentru o mai justă evaluare a puterii de antrenare a morii cu bile este necesar ca în locul relației :

$$N = N_1 + N_2$$

să se folosească relația :

$$N = N_1 + N_2 + N_3$$

unde :

$$N_3 = \frac{2\pi LnM_o}{60 \cdot 102} = \frac{16\pi Lnr_0^3\gamma\left[\Phi_5(\theta_1) - \Phi_5(\theta_1)\right]}{60 \cdot 102}, \qquad (22)$$

L fiind lungimea morii.

Să ilustrăm printr-un exemplu de calcul modul de determinare a forțelor percutante F_τ, F_v și a puterii N_3, avînd următoarele date inițiale :

$$D = 2{,}76 \text{ m}, \quad \theta_1 = 42°, \quad \theta_2 = 20°, \quad \gamma = 4\,480 \text{ kgf/m}^3, \quad L = 2{,}7 \text{ m}.$$

Valorile unghiurilor θ_1 și θ_2 se pot determina în funcție de încărcătură, dimensiunile morii și regimul de lucru al morii, folosind relațiile din literatura de specialitate [2].

Funcțiile $\Phi_i(\theta_k)$ ($i = 1, 2, 3, 4, 5$ și $k = 1,2$ date de relațiile (14) și (20) au următoarele valori :

	i / K	1	2	3	4	5
$\Phi_i(\theta)$	θ_1	0,0199	0,0369	0,0635	0,218	0,0759
	θ_2	0,00242	0,021	0,0928	0,0176	0,058

Considerînd că moara se rotește cu $n = 19$ rot/min, pentru care corespunde viteza unghiulară $\omega = 1{,}99\ s^{-1}$, folosind relația (12) avem :

$$r_o = \frac{g}{2\omega^2} = \frac{9{,}81}{2 \cdot 1{,}99^2} = 1{,}24 \text{ m}.$$

Determinăm cu ajutorul relațiilor (15) și (16) valorile forțelor F_τ și F_ν, pentru un metru lungime de moară

$$F_\tau = 4\gamma r_0^2 \sqrt{[\Phi_1(\theta_1)-\Phi_1(\theta_2)]^2+[\Phi_2(\theta_1)-\Phi_2(\theta_2)]^2} = 4 \cdot 4\,480 \cdot 1{,}24^2 \cdot$$

$$\cdot \sqrt{(0{,}0199-0{,}00242)^2+(0{,}0369-0{,}021)^2} = 652 \text{ kgf/m},$$

$$F_\nu = 4\gamma r_0^2 \sqrt{[\Phi_3(\theta_1)-\Phi_3(\theta_2)]^2+[\Phi_4(\theta_1)-\Phi_4(\theta_2)]^2} = 4 \cdot 4\,480 \cdot 1{,}24^2 \cdot$$

$$\cdot \sqrt{(0{,}0635-0{,}0928)^2+(0{,}218-0{,}0176)^2} = 5\,550 \text{ kgf/m}.$$

Valoarea momentului M_0 corespunzător unui metru lungime de moară se determină cu relația (19):

$$M_0 = 8r_0^3\gamma\,[\Phi_5(\theta_1)-\Phi_5(\theta_2)] = 8 \cdot 1{,}24^3 \cdot 4\,480 \cdot (0{,}0759-0{,}058) = 1\,235 \text{ kgfm/m}.$$

Puterea corespunzătoare N_3 va fi :

$$N_3 = \frac{2\pi\, Ln\, M_0}{60 \cdot 102} = \frac{2 \cdot 3{,}14 \cdot 2{,}7 \cdot 19 \cdot 1\,235}{60 \cdot 102} = 65 \text{ kW}.$$

Să determinăm în continuare valoarea $N = N_1 + N_3$. Conform tabelei 19 [2] pentru $\varphi = 45\%$ și $\psi = 85\%$ avem $N_0 = 2{,}76$ kW. Greutatea încărcăturii se determină cu relația :

$$G = \varphi\pi \frac{D^4}{4} L\gamma = 0{,}45 \cdot 3{,}14 \cdot \frac{2{,}76^2}{4} \cdot 2{,}7 \cdot 4{,}48 = 32{,}2 \text{ tf}.$$

Înlocuind în relația pentru determinarea puterii avem :

$$N = N_1 + N_2 = \frac{G}{\varphi} \sqrt{D} \cdot N_0 = \frac{32{,}2}{0{,}45} \sqrt{2{,}76} \cdot 2{,}76 = 328 \text{ kW}.$$

Cu relația propusă de autori vom obține :

$$N = N_1 + N_2 + N_3 = 328 + 65 = 393 \text{ kW}.$$

Consultînd tabelele cu caracteristicile morilor cu bile [2], se constată că puterea instalată a motorului de antrenare a unei mori cu bile cu caracteristicile din exemplul dat, este de $N = 380$ kW.

Concluzii

1. Forța percutantă F care ia naștere ca urmare a ciocnirii șuvoiului de material cu partea de material solidară cu moara sau cu căptușeala morii, se descompune după o direcție tangentă F_τ și după o direcție normală F_ν.

2. Componenta F_ν a forței percutante se poate folosi pentru calculul de rezistență a căptușelii morii.

3. Componenta F_r permite o mai justă evaluare a puterii necesare antrenării morii.

4. Pentru determinarea puterii de antrenare a unei mori cu bile este recomandabil să se folosească relația :

$$N = N_1 + N_2 + N_3$$

unde N_3 să fie calculat cu relația (22).

BIBLIOGRAFIE

1. S. I. Polkin, (1956), *Prepararea minereurilor*. Ed. Tehnică — București.
2. S. E. Andreev, (1961), Sfărîmarea, măcinarea și ciuruirea substanțelor minerale utile. *Gosgortehizdat*.
3. V. M. Oseţki, (1937), Mișcarea materialului în tobe rotitoare cu axa orizontală și înclinată. *Culegere articole M.G.I.*
4. E. Jude, (1963), Funcționarea morilor cu bile la viteze de rotații variabile. *Revista Minelor* nr. 12.
5. * * * (1960), *Congresul Internațional de prepararea minereurilor*. Londra.
6. R. Guillot, (1960), *Problema sfărîmării și evoluția sa*, Ed. Eyrolles, Paris.

Manuscris primit în redacție la 12 ianuarie 1966.

ASUPRA REDUCERII OXIZILOR DE FIER DIRECT CU GAZ METAN, ÎN DIFERITE VARIANTE TEHNOLOGICE

A. DOMȘA, profesor emerit, Z. SPARCHEZ *

Institutul politehnic, Cluj

Analizîndu-se relația lui Fick cu privire la viteza de transport, se ajunge la concluzia că reducerea combinată cu gaz metan și carbon realizează dirijarea porozității stratului de oxizi de fier supus reducerii și deplasează echilibrele de oxido-reducere de tipul

$$FeO + H_2 \rightleftarrows Fe + H_2O$$

$$FeO + CO \rightleftarrows Fe + CO_2$$

în direcția reducerii oxizilor de fier prin convertirea produșilor de reacție cu gaz metan și carbon. Se asigură astfel o viteză maximă de difuzie atît a agenților reducători cît și a produșilor de reacție.

Se prezintă apoi variantele tehnologice care permit obținerea unui burete de fier corespunzător prescripțiilor metalurgiei pulberilor, precum și variația debitului de gaz metan necesar, a debitului și compoziției gazelor rezultate, a consumului de carbon pe kg fier pentru variantele tehnologice de reducere a oxizilor de fier în echicurent de gaz metan, unde sistemul poate fi conceput și drept convertizor.

Importanța procedeelor de reducere directă în obținerea pulberilor metalice cît și perspectivele de dezvoltare și aplicare a acestor procedee în siderurgie, justifică pe deplin intensificarea cercetărilor legate de procesele de reducere directă [1].

În majoritatea sistemelor de reducere aplicate în practică, temperaturile de regim sînt în jur de 1 000 °C sau peste această temperatură, unde echilibrele chimice se stabilesc foarte rapid și procesele de reducere sînt controlate de procesele de difuzie.

Pentru a vedea care sînt posibilitățile de mărire a vitezei difuziei, se impune o analiză mai amănunțită a factorilor care intervin la difuzie, pe

* Studiu privind tema tezei de doctorat.

baza relației lui Fick referitor la cantitatea de agent reducător ce străbate prin stratul de oxid de fier de grosime x în regim stabilizat.

$$\frac{dQ}{dt} = -A\frac{DdC}{dx}$$

unde :

Q este cantitatea de agent reducător ce străbate stratul de grosime x,

t — durata operației,

A — suprafața oxidului scăldată de agentul reducător (exterioară și a porilor),

D — coeficient de difuzie,

C — concentrația agentului reducător la intrarea și ieșirea din stratul de oxid,

x — grosimea stratului de oxid.

Pentru mărirea vitezei reacțiilor se cere o suprafață cît mai mare de contact între granulele de oxizi și agenții reducători, deci o granulație cît mai fină. Din punct de vedere al difuziei o granulație foarte fină nu este avantajoasă, pentru că prin micșorarea porilor și sinterizarea pronunțată a stratului redus, viteza difuziei scade foarte mult și o dată cu ea și viteza reacțiilor din straturile interioare. Se pune problema realizării *suprafeței maxime accesibile* pentru agenții reducători, care impune porozitate, granulație și dimensiuni de aglomerat critice. Este necesară o alegere judicioasă atît a granulației cît și a porozității aglomeratelor.

Asigurarea unei suprafețe maxime accesibile acțiunii gazelor reducătoare, prin alegerea corespunzătoare a factorilor care determină difuzia în micropori și în macropori, este deci una din posibilitățile de mărire a vitezei difuziei și prin aceasta a întregului proces de reducere.

O metodă comodă pentru dirijarea porozității sistemului, este introducerea unei cantități dorite de carbon sub formă de cocs sau negru de fum, care după ce a reacționat și s-a îndepărtat sub formă de CO și CO_2, asigură o porozitate uniformă în toată grosimea stratului sau aglomeratului.

În ceea ce privește influența factorului de concentrație din relația lui Fick, ea poate fi majorată prin deplasarea echilibrelor de oxidoreducere de tipul

$$FeO + H_2 \rightleftarrows Fe + H_2O$$

$$FeO + CO \rightleftarrows Fe + CO_2$$

în direcția reducerii oxizilor de fier. Prin îndepărtarea cît mai completă a produșilor de reacție, respectiv transformarea lor în agenți reducători și mărirea la maximum a presiunilor parțiale ale agenților reducători, se asigură o viteză maximă de difuzie, atît a agenților reducători din exterior spre interior, cît și a produșilor de reacție din interior spre exterior și deci o viteză maximă de reducere.

Utilizarea gazului metan sau a altor hidrocarburi gazoase asigură menţinerea presiunii parţiale a produşilor de reacţie H_2O şi CO_2 la valori mici, regenerînd agenţii reducători H_2 şi CO conform reacţiilor de conversie

$$CH_4 + H_2O \rightleftarrows 3H_2 + CO$$

$$CH_4 + CO_2 \rightleftarrows 2H_2 + 2CO$$

Ne-am propus să studiem posibilitatea reducerii oxizilor de fier cu gaz metan neconvertit anterior, realizînd concomitent în aceeaşi instalaţie obţinerea agenţilor reducători şi reducerea oxizilor de fier.

Gazul metan poate fi utilizat direct la reducerea oxizilor de fier, fără convertire anterioară în instalaţii anexe [1]—[3]. Posibilitatea de dirijare a calităţii produsului obţinut este însă limitată de conţinutul de carbon ridicat al produsului în cazul reducerilor avansate, respectiv de conţinutul ridicat de oxigen în cazul respectării unui conţinut scăzut de carbon.

Interdependenţa dintre conţinutul de oxigen şi carbon, în produsul obţinut în urma reducerilor în gaz metan, este caracteristică sistemelor statice, unde materialul de redus staţionează în curentul de gaz metan (cazul multor experienţe de laborator) şi sistemelor dinamice în contracurent, la care în principiu este imposibilă realizarea concomitentă a unui conţinut scăzut de oxigen şi carbon (mărirea unuia este legată de micşorarea celuilalt).

Remedierea acestui inconvenient necesită tratamente termochimice ulterioare ale produsului obţinut [4], [5].

Dificultatea amintită nu apare în cazul sistemelor dinamice care pot fi concepute ca nişte convertizoare de gaz metan, în care conversia are loc pe contul apei şi bioxidului de carbon, formate în cursul reducerii [5]—[8]. Prin reglarea corespunzătoare a debitului de gaz metan, în gazul rezultat se poate obţine raportul teoretic dintre H_2 şi CO.

Putîndu-se realiza o gamă de atmosfere, de la carburante pînă la oxidante, se poate obţine un conţinut dorit de carbon şi oxigen în produs (firește în limitele concentraţiilor de echilibru determinate de compoziţia atmosferei şi temperatura la care începe răcirea materialului).

Sistemul dinamic cu contracurent simplu de gaz metan, prezintă dezavantajul carburării produsului şi al neutilizării unei părţi din zona caldă a instalaţiei necesare cracării gazului metan.

In sistemul dinamic în echicurent de gaz metan, nu mai are loc carburarea nedorită a produsului redus, însă rămîne neutilizată zona de preîncălzire a materialului cu temperatura sub punctul de cracare a gazului metan.

Deci în cazul sistemului dinamic cu contracurent se impune eliminarea carburării produsului, iar în cazul sistemului în echicurent utilizarea zonei de preîncălzire din punctul de vedere al reducerii.

Ambele deficiențe pot fi remediate prin recircularea unei părți din gazele rezultate de la reducere, care conțin H_2, CO, CO_2, H_2O și CH_4.

În cazul sistemului în contracurent, CO_2 și H_2O convertesc CH_4 în prezența fierului metalic, eliminînd carburarea lui. În sistemul cu echicurent,

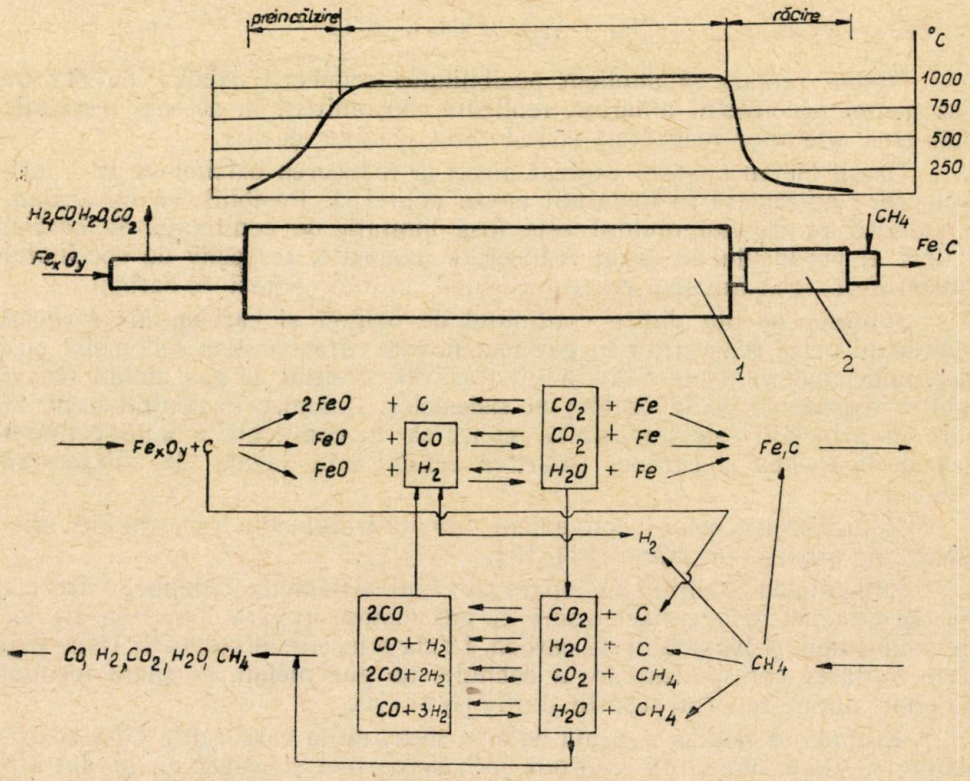


Fig. 1. Sistemul de reducere a amestecului de oxizi de fier — carbon în contracurent de gaz metan cu schema instalației, diagrama de temperatură și reprezentarea schematică a reducerii oxizilor de fier, a formării și regenerării agenților reducători :
1 — cuptor de reducere; *2* — răcitor.

H_2 și CO reduc oxizii de fier și în zona de temperatură joasă amorsează totodată conversia metanului pe contul produșilor de reacție formați. Reacțiile amintite au loc și la temperaturi mai scăzute și sînt catalizate de oxizii de fier, utilizîndu-se astfel zona de preîncălzire. Sistemele mai sus discutate sînt prezentate schematic în figurile 1, 2, 3 și 4.

Reducerea oxizilor în contracurent simplu de metan prezintă interes în siderurgie unde pretențiile față de conținutul de oxigen și carbon nu sînt atît de severe (oxigen $< 6\%$ și carbon $< 2\%$).

Pentru obținerea unui produs conform prescripțiilor metalurgiei pulberilor, pot fi aplicate sistemele din figurile 2, 3 și 4. Calitatea dorită poate fi obținută și prin sistemul 1, cu condiția aplicării unui tratament termochimic suplimentar, în atmosferă proprie a produsului intermediar,cu un conținut de carbon și oxigen determinat [4], [5].

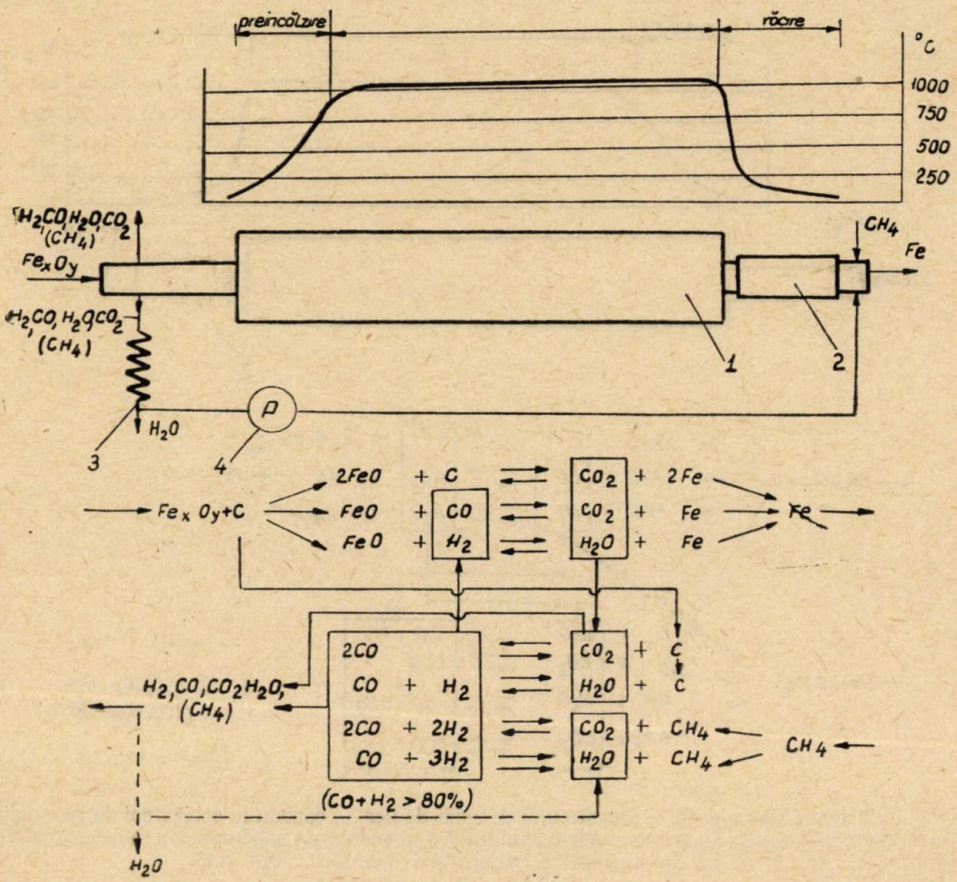


Fig. 2. Sistemul de reducere a amestecului de oxizi de fier — carbon în contracurent de gaz metan și recircularea unei părți din gazele reducătoare rezultate, cu schema instalației, diagrama de temperatură și reprezentarea schematică a reducerii oxizilor de fier, a formării și regenerării agenților reducători :

1 — cuptor de reducere; *2* — răcitor; *3* — răcitor de gaze; *4* — pompă de recirculare gaze.

În acest scop s-a preconizat obținerea unui burete de fier de calitate corespunzătoare metalurgiei pulberilor $C < 0{,}2\%$, $O < 1{,}5\%$, considerînd că prin aceasta se rezolvă implicit și problemele legate de valorificarea bure-

telui de fier în siderurgie. În consecință s-au studiat sistemele din figurile 2, 3 și 4, pe aceeași instalație, în condiții de altfel similare : regim termic, compoziția materiei prime, viteză de trecere a materialului prin instalație.

În găsirea soluției optime, pe lîngă calitatea produsului trebuie avute în vedere și alte considerente cum sînt : consumurile specifice, simplitatea

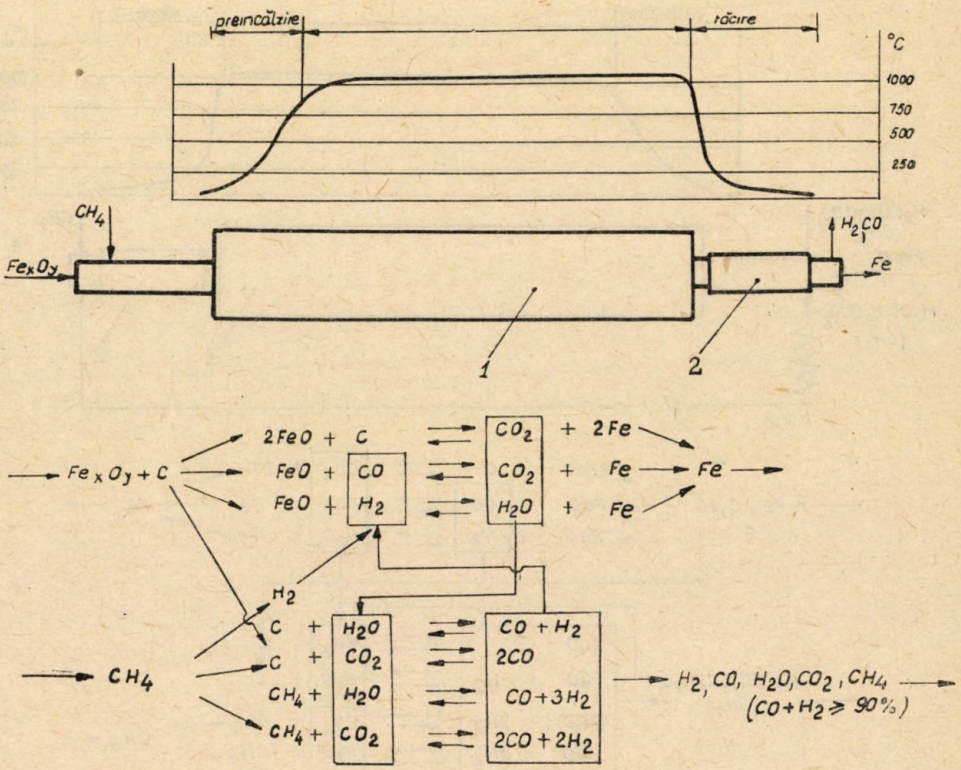


Fig. 3. Sistemul de reducere a amestecului de oxizi de fier — carbon în echicurent de gaz metan cu schema instalației, diagrama de temperatură și reprezentarea schematică a reducerii oxizilor de fier, a formării și regenerării agenților reducători :
1 — cuptor de reducere; *2* — răcitor.

procedeului și instalației, siguranța în funcționare, sensibilitatea procedeului, efectul termic al proceselor și altele. La sistemele care pot fi concepute ca și convertizoare (care transformă carbonul și metanul în CO și H_2), cunoscînd cantitatea și conținutul de oxigen al materiei prime cît și conținutul de carbon adăugat pentru asigurarea porozității dorite, se pot calcula consumurile specifice de oxizi, carbon și CH_4, cantitatea și compoziția amestecului de CO și H_2 rezultat, precum și efectul termic, în condiții standard 18 °C

al reacţiilor de conversie-reducere şi de ardere a gazului rezultat, în funcţie de conţinutul de oxigen al oxizilor de fier şi de conţinutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon.

Ca exemplu se vor prezenta aceste calcule în cazul sistemelor 3 şi 4, considerate similare.

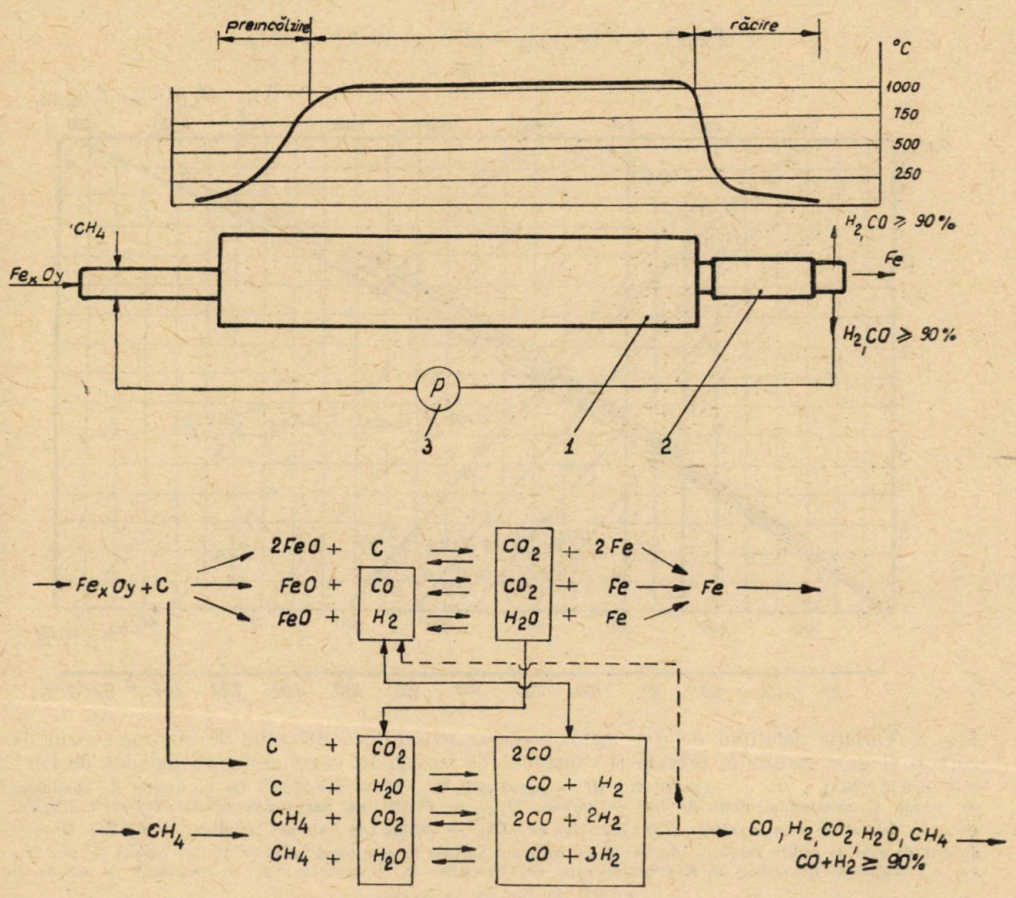


Fig. 4. Sistemul de reducere a amestecului de oxizi de fier — carbon în echicurent de gaz metan şi recircularea unei părţi din gazele reducătoare rezultate, cu schema instalaţiei, diagrama de temperatură şi reprezentarea schematică a reducerii oxizilor de fier, a formării şi regenerării agenţilor reducători:

1 — cuptor de reducere; *2* — răcitor; *3* — pompă de recirculare gaze.

Tratînd cazul generalizat în care are loc o reducere combinată cu gaz metan şi carbon, în prezenţa metanului este posibilă obţinerea unui gaz convertit cu conţinut scăzut de CO_2, H_2O şi CH_4. Ca efect însumat al unei

serii succesive de reacții, oxigenul din oxizii de fier părăsește instalația sub formă de CO, CO_2 și H_2O. Cantitățile de echilibru de CO_2, H_2O și CH_4 rezidual fiind sub 10% volumice, pentru simplificarea calculelor se poate considera că din instalație rezultă un gaz reducător constînd practic din CO și H_2, deci oxigenul din oxizii de fier se îndepărtează sub formă de CO.

$$Fe_xO_y + y\overset{C}{(C+CH_4)} \rightarrow xFe + yCO + zH_2$$

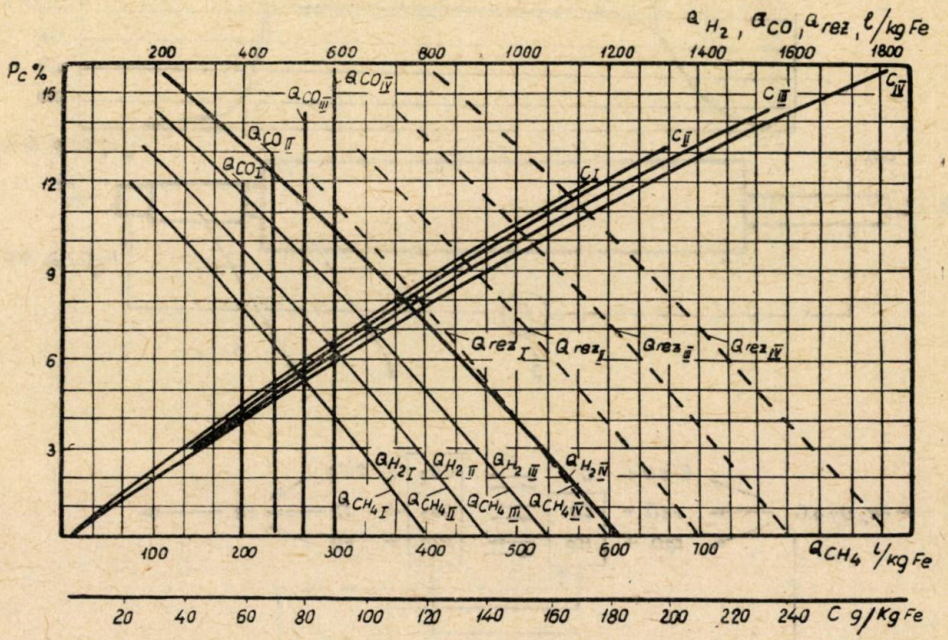


Fig. 5. Variația debitului de gaz metan necesar reducerii, a debitului de hidrogen, oxid de carbon și gaze rezultate, precum și consumul de carbon în cazul reducerii oxizilor de fier: *I* — p_0=22,27% O_2; *II* — p_0=25%O_2; *III* — p_0=27,63% O_2; *IV* — p_0=30,56% O_2 în funcție de conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier — carbon; Q_{CH_4} — debitul de gaz metan necesar reducerii l/kg Fe; Q_{rez} — debitul de gaze rezultate (CO+H_2) l/kg Fe; Q_{H_2} — debitul de hidrogen rezultat . . . l/kg Fe; Q_{CO} — debitul de oxid de carbon rezultat l/kg Fe; *C* — carbonul adăugat în amestecul oxizi de fier — carbon în g/kg Fe; p_C — conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon în % greutate; p_0 — conținutul de oxigen al oxizilor de fier în % greutate.

Debitul de metan Q_{CH_4} și carbon necesar C, debitul Q_{rez} și compoziția gazelor rezultate, pot fi calculate pe baza relațiilor stabilite de autori:

$$Q_{CH_4} = 10^3, \frac{1{,}40\,p_0 - 186{,}5\,\frac{p_c}{100-p_c}}{100-p_0} \text{ litri } CH_4/\text{kg Fe obținut,}$$

unde :

p_0 este conținutul de oxigen din oxizii de fier în % greutate ;

p_c — conținutul de carbon din amestecul de oxizi de fier-carbon în % greutate.

Consumul de carbon pe kg Fe se obține din relația :

$$C = 10^2 \frac{p_c}{(100-p_c)(100-p_0)} \text{ kg carbon/kg Fe}$$

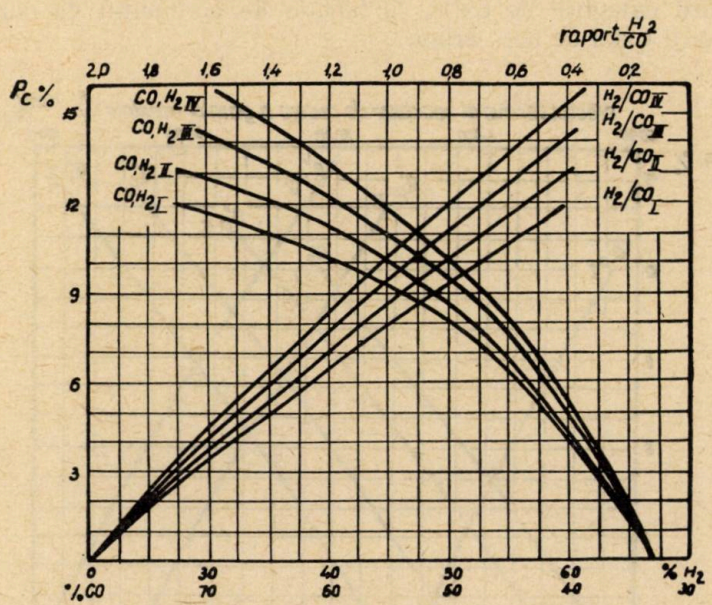


Fig. 6. Variația conținutului de H_2 și CO în % a gazului rezultat și a raportului H_2/CO în cazul reducerii oxizilor de fier :

I — p_0=22,27% O_2 (FeO) ; *II* — p_0=25‰ O_2 (scorii) ; *III* — p_0=27,63% O_2 (Fe_3O_4) ; *IV* — p_0=30,56% O_2 (Fe_2O_3) în funcție de conținutul de carbon în % al amestecului oxizi de fier carbon; p_0 — conținutul de oxigen al oxizilor de fier în % greutate; p_c — conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon în % greutate.

Debitul gazelor rezultate este :

$$Q_{rez} = 10^3 \frac{4{,}2\,p_0 - 373\frac{p_c}{100-p_c}}{100-p_0} \text{ litri } CO+H_2/\text{kg Fe},$$

din care debitul de oxid de carbon :

$$Q_{CO} = 10^3 \frac{1{,}40\,p_0}{100-p_0} \text{ litri CO/kg Fe}$$

iar debitul de hidrogen

$$Q_{H_2}=2Q_{CH_4}=10^3\cdot\frac{2{,}8p_0-373\dfrac{p_c}{100-p_c}}{1{,}40\,p_0}\text{ litri } H_2/\text{kg Fe}.$$

In figura 5 se prezintă variația debitului de gaz metan, de hidrogen, oxid de carbon și de gaze rezultate, precum și consumul de carbon/kg Fe pentru patru categorii de oxizi, în funcție de conținutul de carbon în % din amestecul oxizi de fier-carbon.

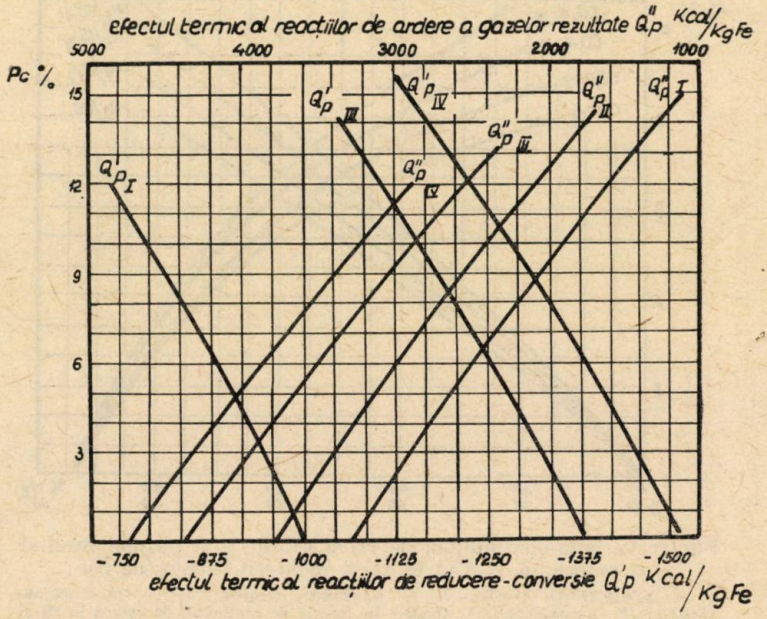


Fig. 7. Variația efectelor termice ale proceselor de reducere-conversie și a efectelor termice ale reacțiilor de ardere ($H_2+{}^1/_2O_2=H_2O$ vapori, $CO+{}^1/_2O_2=CO_2$) a gazelor rezultate/kg Fe în cazul reducerii oxizilor de fier :

I — p_0=22,27% O_2 (FeO) ; *II* — p_0=25,00% O_2 (scorii) ; *III* — p_0=27,63% O_2 (Fe_3O_4) ; *IV* — p_0=30,56% O_2 (Fe_2O_3) în funcție de conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon. Q'_p — efectul termic al proceselor de reducere-conversie kcal/kg Fe; Q''_p — efectul termic al reacțiilor de ardere a gazelor rezultate kcal/kg Fe; p_0 — conținutul de oxigen al oxizilor de fier în % greutate; p_c — conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon în % greutate.

Conținutul procentual de H_2 și CO al gazului rezultat și al raportului H_2/CO din gazul rezultat, variază la fel în funcție de conținutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon în limitele prezentate în figura 6.

Pentru o succesiune de reacţii chimice efectul termic total Q_p în condiţii standard 18 °C (291 °K) este dat de relaţia

$$Q_p = -\Delta H = \sum \Delta H_o^{fin} - \sum \Delta H_o^{in}$$

unde :

Q_p este efectul termic al reacţiilor la temperatura standard 18 °C (291 °K);

ΔH — variaţia entalpiei sistemului la temperatura standard 18 °C (291 °K);

$\sum \Delta H_o^{fin}$ — suma valorilor ΔH_0 ale substanţelor rezultate din reacţie şi

$\sum \Delta H_o^{in}$ — suma valorilor ΔH_0 ale substanţelor intrate în reacţie.

Variaţia efectelor termice ale reacţiilor de reducere-conversie şi ale reacţiilor de ardere a gazelor rezultate/kg Fe, la temperatura standard 18 °C=291 °K, în funcţie de conţinutul de carbon al amestecului oxizi de fier-carbon, este redată în figura 7.

În concluzie, sistemele 3 şi 4 fiind în acelaşi timp şi convertizoare de gaz metan, furnizează pe lîngă un burete de fier de calitate şi gaze convertite (H_2 şi CO) care pot fi utilizate ca agenţi reducători recirculaţi — mărind productivitatea instalaţiilor de reducere, de asemenea drept combustibili la încălzirea instalaţiilor de reducere — micşorînd astfel consumurile specifice, şi eventual ca materie primă în diferitele ramuri ale industriei chimice.

BIBLIOGRAFIE

1. A. N. Pohvisnev, I. Iu. Kojevnikov, A. N. Spektov, E. N. Iarno, (1964), *Vnedomennoe polucenie jeleza za rubejom.* Izdatelstvo metallurghiia, Moskva.
2. A. Domşa, A. Pálfalvi, (1959), Cercetări în domeniul obţinerii pulberii de fier de tip FREM. *Studii şi cercetări de metalurgie,* Acad. R.P.R., **4**, *1*, 59—72.
3. A. Pálfalvi, (1963), Cercetări cu privire la elaborarea şi proprietăţile pulberii de fier FREM prin reducere cu gaz metan. Lucrare de disertaţie, Cluj, Institutul politehnic.
4. A. Domşa, L. Botha, A. Pálfalvi, (1962), Asupra decarburării şi reducerii simultane a unor pulberi de fier. *Buletinul Institutului politehnic Cluj,* 5, 235—241.
5. A. Domşa, A. Pálfalvi, L. Szabó, Z. Spârchez, L. Botha, (1965), Uber die Herstellung von Eisenpulvern durch direkte Reduktion mit Methan. *III. Internationale Pulvermetallurgische Tagung,* Eisenach, 13. bis 15. Mai.
6. * * * *Invenţie* Republica Socialistă România, Nr. 48.528 din 18 iulie 1964.
7. * * * *Propunere de invenţie,* Republica Socialistă România, Nr. 49721.
8. A. Domşa, L. Szabó, Z. Spârchez, A. Pálfalvi, (1965), The Kinetic of the Direct Reduction of Ferrous Oxides with Methane Gas. *International Powder Metallurgy Conference,* New York, June 14—17.

Manuscris primit în redacţie la 9 ianuarie 1966.

CERCETĂRI PRIVIND REDUCEREA CONSUMULUI DE COMBUSTIBIL LA FURNAL PRIN UTILIZAREA BURETELUI DE FIER

I. TRIPȘA, OV. HĂTĂRĂSCU, P. ȚOCU

Institutul de cercetări metalurgice, București

Folosirea buretelui de fier în furnal constituie una din noile direcții pentru reducerea consumului de combustibil și creșterea productivității. Pe această linie se înscriu și cercetările efectuate de ICEM la Uzinele de fier Vlahița.

În timpul experimentărilor cu burete de fier în încărcătură, furnalul a funcționat normal fără agățări, mers greoi sau alte deranjamente.

Ca urmare a creșterii conținutului de fier în încărcătura furnalului, s-a obținut o scădere a consumului specific de combustibil, în medie cu 216 kg/t fontă, față de consumul înregistrat la un mers de referință numai cu minereu. A crescut în același timp gradul reducerii indirecte a oxizilor de fier.

Aceste rezultate dovedesc eficiența folosirii buretelui de fier în încărcătura furnalelor.

Una din principalele preocupări ale lucrătorilor din industria siderurgică se referă la reducerea consumului specific de cocs/t fontă, deoarece valoarea consumului de cocs reprezintă 40—50% din prețul de cost al fontei.

Construirea unor furnale din ce în ce mai mari, cu un grad mai înalt de mecanizare și automatizare, care funcționează cu aglomerat bazic produs din concentrate cît mai bogate de minereu de fier, introducînd prin gurile de vînt metan, păcură și praf de cărbune, și menținînd o presiune sporită la gîtul furnalului, precum și alte perfecționări tehnologice, au permis ca în diferite țări să se obțină rezultate importante în această direcție (vezi fig. 1). La furnalele noastre consumul specific de cocs este în acest an cu peste 430 kg mai mic decît în anul 1959.

Cu toate acestea, specialiștii caută în continuare posibilități de reducere a acestui consum atît prin perfecționarea metodelor arătate, cît și prin folosirea unor mijloace noi. Unul dintre acestea ar putea fi folosirea în încărcătură a minereurilor (aglomerate sau neaglomerate) prealabil reduse total sau parțial și cunoscute sub denumirea de „burete de fier", prin care crește conținutul de fier al încărcăturii furnalului și se micșorează sensibil

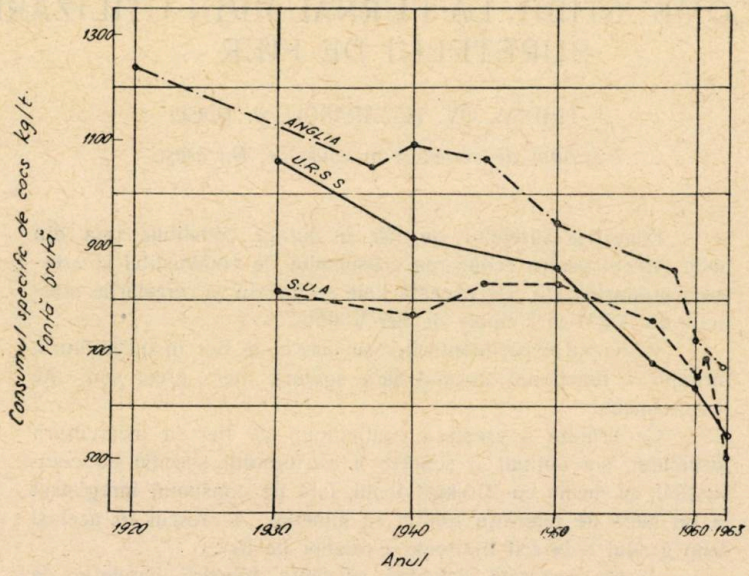


Fig. 1. Variația consumului specific de cocs în Anglia, U.R.S.S. și S.U.A. în perioada anilor 1920—1963.

conținutul de oxigen care se îndepărtează prin procesul de reducere. Aceasta contribuie la micșorarea necesarului de căldură al procesului, deoarece pentru reducerea oxizilor de fier se consumă 48—57% din totalul căldurii introduse în furnal. Se reduce de asemenea necesarul de carbon și monoxid de carbon ce se consumă ca reducător în procesul din furnal. Prin urmare folosirea buretelui de fier în încărcătură duce la micșorarea în continuare a consumului specific de cocs și la mărirea în mod corespunzător a productivității furnalelor.

Prima confirmare a acestor considerente teoretice s-a obținut prin introducerea unor pelete prereduse, avînd un conținut de fier de la 63 la 83%, într-un furnal experimental cu diametrul creuzetului de 1 m, din S.U.A.

Consumul specific de cocs a scăzut de la 500 la 280 kg/t (fig. 2), iar producția de fontă a crescut cu 44%.

În scopul verificării acestor rezultate și a completării lor cu date noi, Institutul de cercetări metalurgice I.C.E.M., a efectuat încercări de utilizare a buretelui de fier în furnalul nr. 1 de la Uzina Vlahița care produce fontă de turnătorie FL și FX (după STAS) și care funcționează cu mangal.

În perioada de referință încărcătura furnalului a fost compusă din siderită prăjită 1 772 kg/t, hematită 518 kg/t, calcar 474 kg/t, mangal

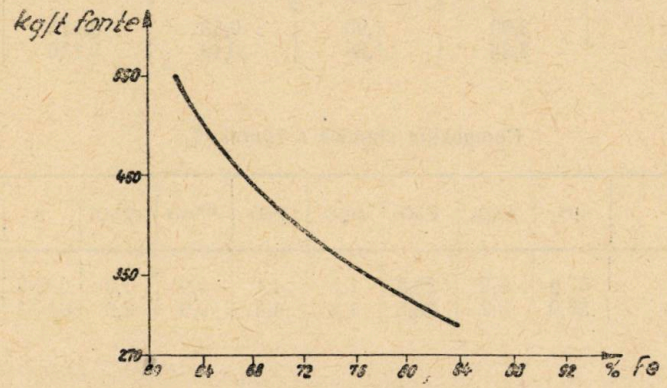


Fig. 2. Reducerea consumului specific de cocs în funcție de mărimea conținutului de fier în încărcătură, pentru funcționarea unui furnal cu pelete prereduse.

1 718 kg/t, iar în perioada de experimentare s-a menținut aceeași încărcătură, numai hematita a fost înlocuită cu 454 kg/t burete de fier. Compoziția chimică a materialelor folosite în încărcătură este dată în tabela 1.

Tabela 1

Compoziția chimică a materialelor încărcăturii, %

Materialul	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Fe_{tot}	Fe_{met}	Mn	P	S	C	P.C.	H_2O
Siderită prăjită	36,0	3,0	1,0	0,5	36,0	—	1,2	0,06	0,024	0,46	1,7	2,0
Hematită	2,6	2,0	0,2	—	66,0	—	—	0,05	0,010	—	—	2,1
Burete de fier	5,0	2,6	0,5	—	77,0	63,3	—	0,05	0,020	3,0	—	1,9
Calcar	1,0	0,5	54,5	0,5	1,0	—	—	—	—	11,8	43,2	2,0
Mangal	0,05	0,05	1,04*)	0,13	0,04	—	0,07	—	—	81,5	—	20,2
Cocs	3,5	2,3	0,5	0,2	0,2	—	—	—	0,860	88,3	—	2,0

*) Cifra de 1,04% reprezintă suma conținuturilor oxizilor $CaO+Na_2O+K_2O$.

În perioada de experimentare consumul specific de mangal a scăzut cu 247 kg/t (17,7%) și producția a crescut cu 2,3% față de perioada de referință. Compoziția chimică a fontei, zgurei și gazelor a variat neînsemnat, așa cum rezultă din tabelele 2, 3 și 4.

Tabela 2

Compoziția chimică a zgurei, %

Perioada	C	Si	Mn	P	S
De referință	3,90	1,90	0,58	0,125	0,012
De experimentare	3,85	1,85	0,49	0,130	0,017

Tabela 3

Compoziția chimică a zgurei, %

Perioada	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	FeO	Fe_{met}	MnO	S	CaO/SiO_2
De referință	57,2	6,2	28,6	1,2	4,1	0,9	1,9	0,033	0,49
De experimentare	56,9	6,2	28,6	1,2	4,3	0,9	2,0	0,054	0,50

Tabela 4

Compoziția chimică a gazelor, %

Perioada	CO_2	CO	H_2	CH_4	N_2
De referință	7,1	30,4	4,7	2,0	55,2
De experimentare	7,0	29,6	6,2	2,0	55,2

Pentru întocmirea bilanțurilor de materiale s-a determinat scoaterea de praf, care a fost de 12,6 kg/t (în perioada de referință) și 14,7 kg/t (în perioada de experimentare) și compoziția chimică medie a prafului de furnal (tabela 5).

Tabela 5

Compoziția chimică a prafului de furnal, %

SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Fe	Mn	P	S	C
37,40	4,45	9,74	1,43	28,20	0,63	0,03	0,05	5,0

Bilanțul de materiale pentru perioada de referință este dat în tabela 6, iar pentru perioada de experimentări în tabela 7. Aceste bilanțuri sînt prezentate grafic în figura 3.

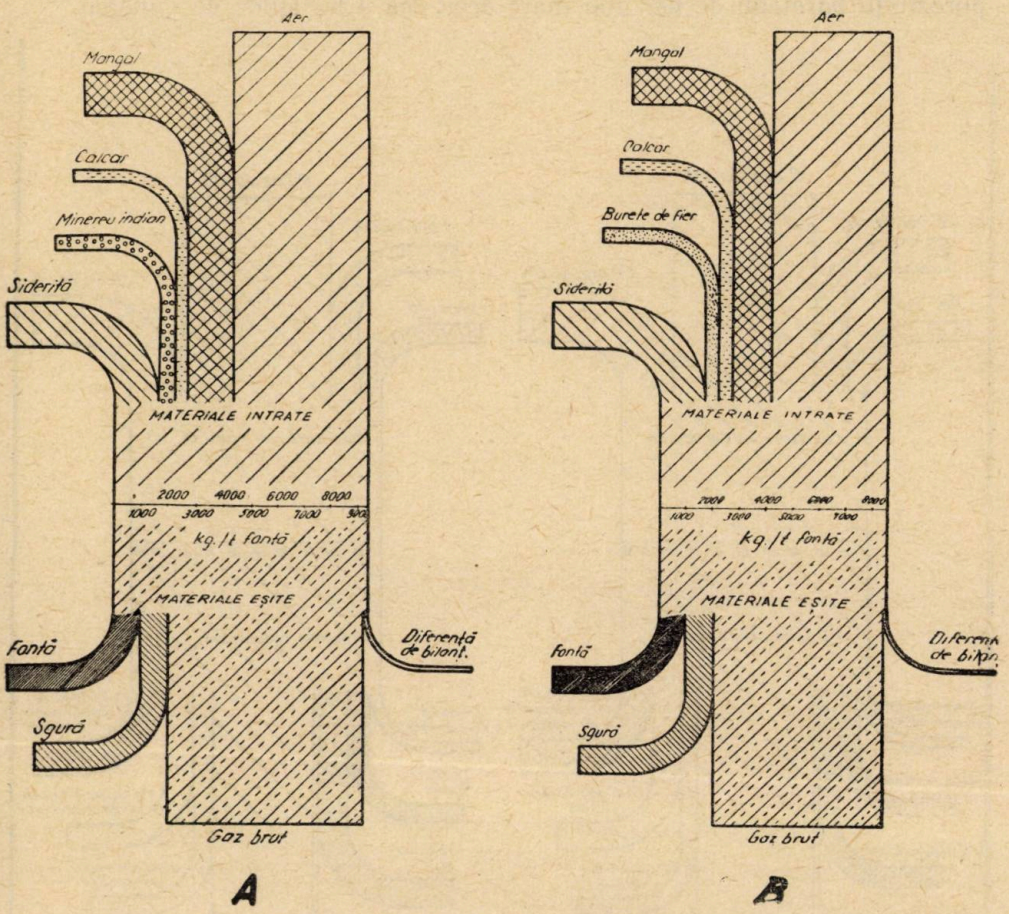


Fig. 3. Schema variației bilanțului de materiale:
A — perioada de referință; *B* — perioada de experimentare.

Cantitățile de aer și gaz de furnal din cele două perioade au fost calculate după compoziția gazului și bilanțul carbonului.

Diferiții parametri ai procesului de reducere și de topire din furnal sînt prezentați în tabela 8. Din aceste date rezultă că în urma introducerii buretelui de fier în încărcătura furnalului se mărește gradul de reducere

indirectă. O confirmare a acestei concluzii este și micșorarea conținutului de CO din gazul de furnal.

Îmbunătățirea gradului de reducere indirectă se datorează mai ales porozității buretelui de fier mai mare decît cea a bucăților de minereu.

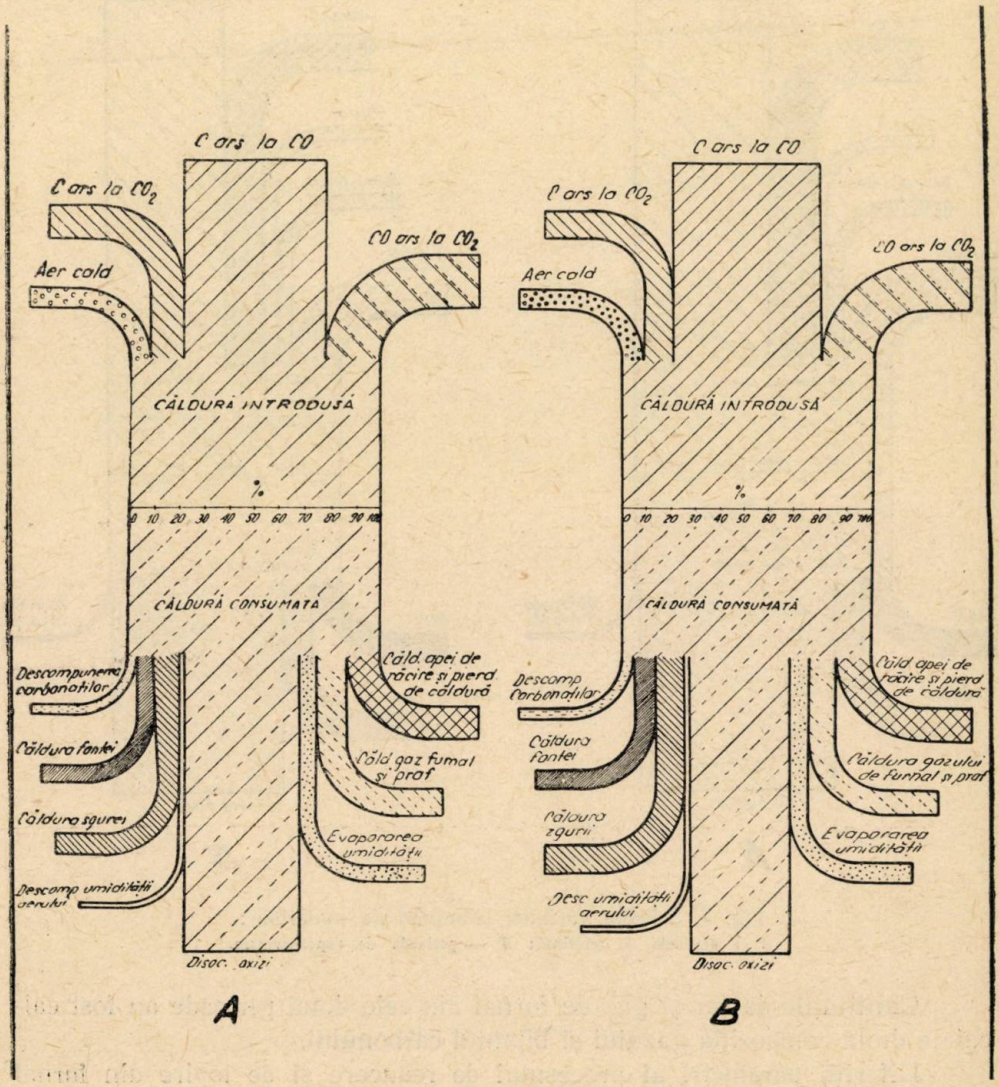


Fig. 4. Schema variației bilanțului termic:
A — perioada de referință; B — perioada de experimentare.

Tabela 6

Bilanțul de materiale pentru perioada de referință

Materiale	Greutate kg/t fontă	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Fe	Mn	P	S	C	H_2O
1. *Materiale intrate*											
Siderită prăjită	1 772	638,0	53,1	27,0	9,0	635,3	21,0	1,05	0,425	8,1	35 4
Minereu indian	518	13,5	10,4	1,0	—	342,0	—	0,25	0,050	—	10,4
Calcar	474	4,7	2,4	258,5	2,4	4,7	—	—	—	56,0	9,5
Mangal tehnologic	1 718	0,7	0,7	14,6	1,8	0,6	1,0	—	—	1 138,0	320,0
Aer uscat	5 003,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Umiditate aer	31,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Total	9 517,0	656,9	66,6	301,1	13,2	982,6	22,0	1,30	0,475	1 202,1	377,3
2. *Materiale ieșite*											
Fontă	1 000	40,7	—	—	—	934,8	5,8	1,25	0,120	39,0	—
Zgură	1 065,5	611,5	66[illegible]1	300,1	13,0	44,2	16,1	—	0,350	—	—
Praf (captat)	12,6	4,7	0,6	1,2	0,2	3,6	0,1	0,01	0,006	0,6	—
Gaz (uscat)	6 898,6	—	—	—	—	—	—	—	—	1 162,5	—
Vapori apă	377,3	—	—	—	—	—	—	—	—	—	377,3
Total	9 354,0	656,9	656,9	301,3	13,2	986,6	22,0	1,26	0,476	1 202,1	377,3

În tabela 9 și figura 4 se prezintă modificările survenite în bilanțul termic, în perioada de experimentări față de perioada de referință.

Din datele tabelei de mai sus rezultă că toate cantitățile de căldură rămîn practic neschimbate, cu excepția cantității de căldură consumată pentru reducerea oxizilor de fier care scade de la 1.660.000 kcal/t fontă la 1.160.000 kcal/t fontă (cu 30%). În consecință scade și necesarul de căldură, devenind posibilă micșorarea consumului specific de mangal. Din calcul rezultă că scăderea consumului specific de combustibil trebuia să fie de 210 kg/t fontă. În realitate s-a realizat o scădere de 216 kg/t fontă deoarece buretele a adus și o mică cantitate de carbon.

Celelalte consumuri de căldură cresc procentual, deoarece se raportează la o cantitate mai mică de căldură intrată, ca urmare valorile randamentului termic și ale randamentului arderii carbonului scad într-o măsură oarecare.

Tabela 7

Bilanțul de materiale pentru perioada de experimentări

Materialul	Greutate kg/t fontă	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Fe	Mn	P	S	C	H_2O
1 Materiale intrate											
Siderită prăjită	1755	632,0	52,6	26,3	8,8	631,8	21,0	1,05	0,421	8,1	35,1
Burete de fier	454	22,7	11,8	2,3	—	349,6	—	0,25	0,061	13,6	9,1
Calcar	495	4,9	2,4	269,8	2,5	4,9	—	—	—	58,4	9,9
Mangal tehnologic	1 467	0,6	0,6	11,0	1,5	0,5	0,8	—	—	936,3	318,0
Cocs	29	1,0	0,7	0,1	—	0,1	—	—	0,250	25,7	0,6
Aer curat	4 360,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Umiditate aer	27,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
Total	8 588,0	661,2	68,1	310,4	12,8	986,9	21,8	1,30	0,762	1042,0	372,7
2. Materiale ieșite											
Fontă	1 000	39,7	—	—	—	936,6	4,9	0,170	0,170	38,5	—
Zgură	1 083,6	616,0	67,4	309,9	12,6	46,1	16,8	0,585	0,585	—	—
Praf (captat)	14,7	5,5	0,7	1,4	0,2	4,1	0,1	0,007	0,007	0,7	—
Gaz (uscat)	6 015	—	—	—	—	—	—	—	—	1 002,8	—
Vapori apă	372,7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	372,7
Total	8486,0	661,2	68,1	310,4	12,8	986,8	21,8	0,762	0,762	1 042,0	372,7

Tabela 8

Diferiți parametri ai proceselor din furnal

Parametrul	U. M.	Perioada de referință	Perioada de experimentare
Cantitatea de gaz de furnal	Nm^3/t fontă	5 490	4 850
Greutatea specifică a gazului	kg/Nm^3	1,238	1,220
Cantitatea de aer (calculată)	Nm^3/t f	3 920	3 420
Cantitatea de aer (înregistrată)	Nm^3/t f	4 480	3 930
Diferența (reprezentînd pierderi de aer pe traseu)	%	12,5	12,9
Cantitatea relativă de C ars la gurile de vînt	%	76,8	77,8
Cantitatea de C ars la gurile de vînt	kg/t fontă	892,0	779,0
Cantitatea de C ars ca CO	kg/t fontă	206,0	156,5
Cantitatea de C ars ca CO_2	kg/t fontă	144,5	115,3
Gradul de reducere indirectă	%	49,0	52,3
Gradul de reducere directă	%	51,0	47,7

Tabela 9

Modificările survenite în bilanțul termic al furnalului

Nr poz	Pozițiile bilanțului	Perioadă de referință		Perioadă de experimentare	
		kcal/kg	%	kcal/kg	%
	Căldura introdusă:				
1	Arderea C în CO la gurile de vînt cu oxigenul din aer	2 228	57,3	1 945	59,2
2	Arderea C ca CO cu oxigenul din minereu	514	13,2	391	11,8
3	Arderea CO în CO_2 cu oxigenul din minereu	815	20,9	650	19,8
4	Căldura introdusă de aerul preîncălzit	336	8,6	303	9,2
	Total	3 893	100,1	3 289	100,1
	Căldura consumată:				
1	Disocierea oxizilor și a combinațiilor sulfului cu fierul	1 873	48,1	1 370,5	41,6
2	Descompunerea carbonaților, scăzînd căldura de formare a zgurei	146	3,8	151,1	4,6
3	Căldura ieșită din furnal de fonta	265	6,8	265	8,1
4	Căldura ieșită din furnal cu zgura	371	9,5	376	11,4
5	Descompunerea umidității aerului	101	2,6	88,3	2,7
6	Evaporarea umidității din încărcătură	256	6,6	252	7,7
7	Căldura ieșită cu gazul de furnal și praf	365	9,4	315	9,6
8	Căldura trecută în apa de răcire și pierderile de căldură	516	13,2	470,2	14,3
	Total	3 893	100,0	3 289	100,0
	Indici				
1	Puterea calorică a unui kg carbon	3 240	—	3 190	—
2	Randamentul arderii carbonului	—	39,8	—	39,2
3	Randamentul termic	—	70,8	—	68,5
4	Consumul specific de mangal kg/t fontă (calculat)	1 380	—	1 170	—
5	Consumul specific de mangal kg/t fontă (realizat)	1 396	—	1 180	—
	Diferența, %	1,15		0,85	

CONCLUZII

În urma experimentărilor de utilizare la furnalul nr. 1 de la Uzinele de fier Vlahița a buretelui de fier, produs într-o instalație pilot de la Institutul de cercetări metalurgice, au rezultat următoarele:

1. Prin înlocuirea în încărcătura furnalului a minereului hematită cu burete de fier s-a obținut o micșorare a consumului specific de mangal de cca 15,5%. Aceasta s-a realizat în special pe seama micșorării cu 30% a consumului de căldură necesar pentru reducerea oxizilor de fier și a îmbunătățirii proceselor de reducere în furnal.

2. Gradul de reducere indirectă a crescut de la 49 la 52,3%.

3. Productivitatea furnalului a crescut cu 2,3%.

4. În continuare se pot obține îmbunătățiri mai însemnate a indicilor tehnico-economici prin mărirea proporției buretelui de fier în încărcătură și prin utilizarea unui burete de fier cu un grad de reducere mai avansat.

Aspectul economic reprezintă una din principalele laturi ale folosirii buretelui de fier în furnal. În cazul nostru concluzii economice se pot trage numai din comparația dintre prețul de cost al fontei produse cu adaos de burete de fier în încărcătura furnalului și prețul de cost al fontei obținute numai de minereu de fier.

Tabela 10

Specificație	Calculul prețului de cost al fontei obținute					
	Din minereu			Din burete de fier		
	Consum specific	Valoare pe unitate	Preț de cost	Consum specific	Valoarea materialelor	Preț de cost
	t/t	lei/t	lei/t	t/t	lei/t	lei/t
Siderită prăjită	1,772	394,3	698,69	1,755	394,3	691,99
Hematită	0,518	454,4	235,89	—	—	—
Burete de fier	—	—	—	0,483	867,66	418,76
Praf de furnal recuperat	0,276	150	41,40	0,276	150	41,40
Total materii prime fără recuperări	0,474	58,5	893,18	0,495	58,5	1 059,35
Calcar	1,718	891,7	27,72	1,467	891,7	28,95
Mangal	—	—	1 531,60	—	—	1 300 02
Energie electrică	—	—	43,00	—	—	43,00
Salarii directe	—	—	76,00	—	—	76,00
Cheltuieli întreținere utilaj	—	—	98,00	—	—	98,00
Cheltuieli de fabricație direcție	—	—	97,00	—	—	97,00
Cheltuieli generale de întreprindere	—	—	167,00	—	—	167,00
Cheltuieli de desfacere	—	—	19,00	—	—	19,00
Cheltuieli cu tehnica nouă	—	—	37,00	—	—	37,00
Total preț de cost pe uzine	—	—	2 989,50	—	—	2 925,32

Pentru încercările efectuate s-a întocmit un calcul economic menționat în tabela 10.

Eficiența economică a utilizării buretelui de fier în furnal rezultă din diferența dintre prețul de cost al fontei obținute în perioada de referință și prețul de cost al fontei realizat în perioada de experimentări.

Din tabela 10 se observă că datorită reducerii consumului specific de mangal cu 216 kg/t fontă și a scăderii consumului specific de minereu cu 0,052 t/t fontă, prețul de cost al fontei elaborate cu burete de fier în încărcătură este cu 47,5 lei mai mic decît prețul de cost al fontei obținut în perioada de referință (încărcătura metalică formată numai din minereu).

In calculul prețului de cost al fontei elaborate cu adaos de burete de fier în încărcătură, s-a admis prețul buretelui de fier de 860 lei/t, ceea ce este acoperitor față de prețul calculat (793 lei/t) ce s-ar obține la o instalație industrială de reducere directă după procedeul I.C.E.M., avînd o capacitate de 200 t/zi. De asemeni au fost menținute constante cheltuielile de fabricație pentru ambele cazuri, deși pentru elaborarea fontei cu adaos de burete de fier în încărcătură cheltuielile de fabricație sînt în realitate ceva mai mici ca urmare a creșterii productivității furnalului cu 2,3%.

Manuscris primit în redacție la 20 decembrie 1965.

TRATAMENTUL TERMOMECANIC AL ŢEVILOR LAMINATE LA RECE

N. DRĂGAN, *I.C.E.M., Bucureşti*
şi
M. L. BERNŞTEIN, *Moscova-U.R.S.S.*

In lucrare sînt prezentate rezultatele studiului influenţei ecruisajului, în cazul laminării la rece a ţevilor cu pereţi subţiri (cca 2 mm), asupra proprietăţilor mecanice şi a structurii obţinute în urma aplicării tratamentului termomecanic prealabil (TTMP) după următoarea schemă: laminare la rece-încălzire rapidă-călire-revenire. A fost cercetată influenţa vitezei de încălzire, a duratei de menţinere la austenitizare, a temperaturii de revenire, precum şi a conţinutului de carbon şi a elementelor de aliere asupra proprietăţilor mecanice obţinute. Proprietăţile de rezistenţă rezultate în urma acestui tratament sînt considerabil superioare celor obţinute în urma aceluiaşi tratament termic efectuat pe ţevi recoapte în prealabil.

In lucarea [1] a fost arătat că din punct de vedere teoretic proprietăţi înalte de rezistenţă pot avea fie materialele cu structura cristalină apropiată de cea perfectă (materialele cu o densitate foarte mică a imperfecţiunilor submicrostructurale), fie materialele cu o foarte mare densitate a dislocaţiilor. Datele experimentale obţinute [2] confirmă justeţea acestui punct de vedere. În ceea ce priveşte materialele cu o densitate mică a imperfecţiunilor submicrostructurale, o rezistenţă ridicată posedă numai cristalele cu un diametru foarte mic ($d < 10\,\mu$) [3], [4]. În consecinţă, materialele cu un grad înalt de perfecţiune a structurii cristaline prezintă, cel puţin în momentul de faţă, doar un interes teoretic, urmînd ca pentru necesităţile practice să se apeleze la materiale aparţinînd categoriei opuse, cu o densitate ridicată a dislocaţiilor.

Numeroase fapte experimentale [5]—[8] confirmă că imperfecţiunile submicrostructurale, create în procesul deformării plastice la rece, se păstrează într-un anumit grad şi după un tratament termic ulterior executat în anumite condiţii de încălzire, cînd oţelul suferă transformări de faze.

Menţinerea efectului ecruisajului la rece după transformările $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ ale oţelului trebuie să ocazioneze în mod firesc o influenţă pozitivă asupra

nivelului proprietăților de rezistență obținute în urma tratamentului termic. Pornind de la aceste considerente a fost studiată influența ecruisajului în cazul concret al laminării la rece a țevilor, asupra structurii și proprietăților mecanice obținute în urma tratamentului termic efectuat după următoarea schemă : laminare la rece-încălzire cu curenți de înaltă frecvență sau în băi de săruri-călire-revenire *).

Cercetările au fost efectuate pe țevi laminate la rece din oțelurile de fabricație sovietică 30HGSA, 20H, 40H și 20A. Compoziția chimică a oțelurilor studiate, parametrii procesului laminării la rece și parametrii tratamentului termic sînt redați în tabela 1. Paralel cu efectuarea tratamentului termomecanic, în vederea obținerii unor date de comparație, au fost supuse aceluiași tratament termic țevi laminate la rece, care, în prealabil, au fost supuse unui tratament de recoacere pentru înlăturarea efectului ecruisajului la rece. Recoacerea a fost efectuată în baloane cu atmosferă de protecție timp de 1 oră, la temperaturi cuprinse între 1 133 ... 1 203 °K (860 ... 930 °C).

Tabela 1

Marca	Compoziția chimică, %	Dimensiunile semifabricatelor, mm	Dimensiunile finale ale țevilor, mm	Gradul de reducere, %	Temperatura de încălzire pentru călire, K (°C)	Mediul de călire
30HGSA	0,32 C ; 0,90 Mn ; 1,04 Si ; 0,97 Cr	57×3,5	45×1,6	63	1 153 (880)	ulei
20H	0,19 C ; 0,59 Mn ; 0,23 Si ; 0,86 Cr	48×3	38×2	56,5	1 153 (880)	apă
40H	0,38 C ; 0,68 Mn ; 0,24 Si ; 0,91 Cr	55×3,5	38×2	58	1 123 (850)	ulei
20A	0,17 C ; 0,53 Mn ; 0,26 Si	57×3,5	30×2	72	1 153 (880)	apă

Observație : *gradul de reducere a fost calculat după formula* $\lambda = \left[1 - \frac{(D_2 - S_2)S_2}{(D_1 - S_1)S_1}\right] \cdot 100$, *unde — D_1 și S_1 reprezintă diametrul și respectiv, grosimea peretelui semifabricatului, iar D_2 și S_2 diametrul și respectiv, grosimea peretelui țevii laminate la rece.*

Proprietățile mecanice ale țevilor din oțelul 30HGSA supuse tratamentului termomecanic după schema mai sus indicată și, de asemenea, ale țevilor recoapte în prealabil și apoi supuse aceluiași tratament termic în vederea obținerii unor date comparative, sînt reprezentate în figura 1. Din examinarea valorilor proprietățile de rezistență obținute în urma tratamentului termomecanic al țevilor laminate la rece, se vede că acestea sînt în general

*) *Această schemă de tratament termic se mai numește, conform clasificării variantelor de tratament termomecanic propusă de către A. P. Guliaev și M. G. Lozinschi [9], tratament termomecanic prealabil (TTMP).*

mai mici decît proprietățile obținute în urma aplicării pe oțelurile similare a tratamentului termomecanic „clasic" (laminare la cald-călire-revenire), iar raportul σ_c/σ_r mai coborît, ceea ce arată că în timpul încălzirii pentru austenitizare în băi de săruri a țevilor laminate la rece se înlătură, datorită proceselor de recristalizare, o parte din efectul favorabil al ecruisajului asu-

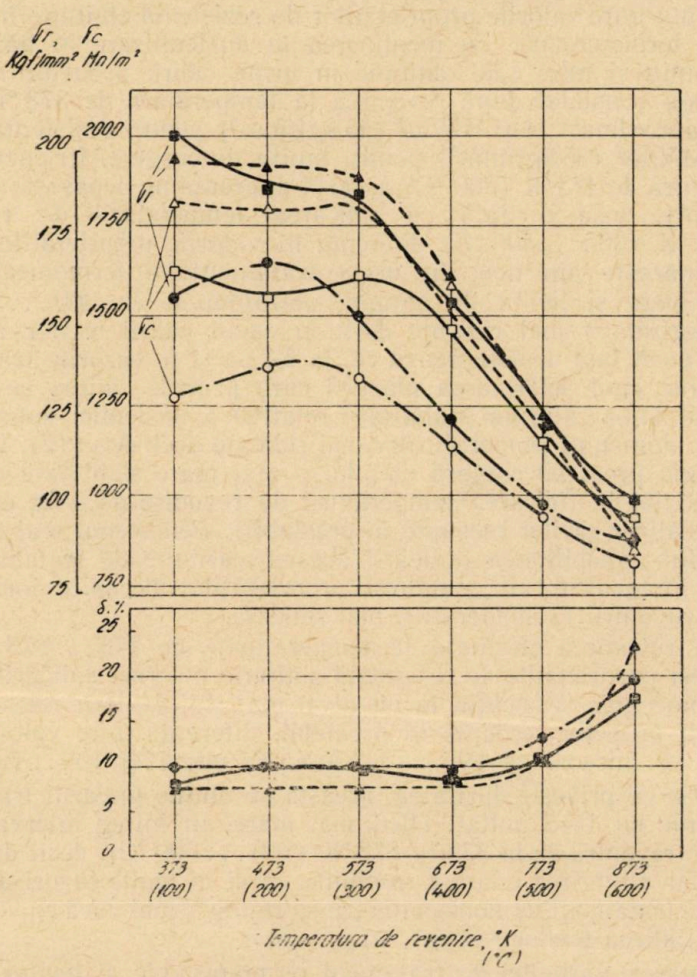


Fig. 1. Variația proprietăților mecanice a țevilor din oțel 30HGSA în funcție de regimul de tratament termic aplicat după laminarea la rece:

— . — recoacere 1 h la 1 133 °K (860 °C)) — încălzire în băi de săruri 2 min la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire-; ———— încălzire în băi de săruri 2 mm la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire; — — — încălzire CIF — călire—revenire.

pra proprietăților mecanice obținute. Totuși efectul favorabil al ecruisajului la rece se păstrează într-o măsură considerabilă și după efectuarea unui asemenea tratament termomecanic și, în comparație cu varianta călirii țevilor care au fost recoapte în prealabil, aplicarea tratamentului termomecanic asigură obținerea unor mai ridicate proprietăți de rezistență la oricare temperatură de revenire de la 373 pînă la 873 °K (100 ... 600 °C — fig. 1). Diferența maximă între valorile proprietăților de rezistență obținute în urma tratamentului termomecanic, cu menținerea la austenitizare în băi de săruri timp de 2 min și între cele obținute în urma călirii probelor recoapte în prealabil, s-a constatat după revenirea la temperatura de 373 °K (100 °C) și este de aproximativ 440 MN/m² (45 kgf/mm²) pentru rezistența la rupere și de 340 MN/m² (35 kgf/mm²) pentru limita de curgere. În cazul revenirii la temperatura de 473 °K (200 °C) această diferență nu depășește 190 MN/m² (20 kgf/mm²), însă o dată cu ridicarea temperaturii de revenire la 573 ... 673 °K (300 ... 400 °C) diferența în valorile proprietăților de rezistență se mărește din nou, în urma tratamentului termomecanic rezistența la rupere și limita de curgere obținîndu-se cu 300 ... 350 MN/m² (30 ... 35 kgf/mm²) mai ridicate decît în cazul călirii țevilor recoapte în prealabil. Acest fapt demonstrează că, la fel ca și în cazurile tratamentului termomecanic cînd deformarea plastică care precede călirea se efectuează în domeniul temperaturilor stabilității relative a austenitei subrăcite [10], [11] sau în domeniul temperaturilor mai ridicate decît Ac_3 [12], tratamentul termomecanic prealabil conferă oțelului o mai mare stabilitate contra scăderii rezistenței la ridicarea temperaturii de revenire decît în cazul călirii obișnuite (călirea țevilor recoapte în prealabil). Fenomenul mai sus constatat determină posibilitatea aplicării acestei variante de tratament termomecanic și în cazul în care complexul proprietăților mecanice dorite necesită efectuarea revenirii la temperaturi mai ridicate.

După revenirea efectuată la temperaturile de 773 ... 873 °K (500—600 °C), deși proprietățile de rezistență obținute în urma aplicării tratamentului termomecanic se mențin la un nivel mai ridicat decît cele obținute în cazul călirii probelor recoapte în prealabil, diferența între valorile acestor proprietăți se micșorează (95 ... 115 MN/m², adică la 10 ... 12 kgf/mm²).

În ceea ce privește duritatea, aceasta se obține în cazul tratamentului termomecanic cu 1—2 unități HRC mai mare, în întreg intervalul temperaturilor de revenire de la 373 la 873 °K (100 ... 600 °C), decît după călirea obișnuită, iar alungirea relativă se obține, ca și în multe cazuri ale aplicării variantei de tratament termomecanic „ausforming", mai mică cu cca 1 ... 2% decît după călirea țevilor recoapte în prealabil.

Efectuarea variantei de tratament termomecanic al țevilor din oțelul 30HGSA, utilizîndu-se în vederea austenitizării pentru călire încălzirea cu curenți de înaltă frecvență (cu viteza de încălzire de 350 °C/s pînă la temperatura de 1 053 °K — 780 °C — și 90 °C/s de la 1 053 °K pînă la 1 173 °K — 900 °C), deși nu determină o modificare esențială a rezistenței la rupere, conduce la obținerea unor valori considerabil mai mari ale limitei de curgere

în comparație cu valorile obținute în cazul aplicării variantei de tratament termomecanic cu încălzire pentru austenitizare în băi de săruri (cu 200... 350 MN/m², adică 20... 35 kgf/mm², în cazul revenirilor efectuate la temperaturile de 373... 573 °K — 100—300 °C — fig. 1). Ca rezultat al creșterii substanțiale a limitei de curgere, în urma încălzirii cu curenți de înaltă frecvență, se mărește substanțial și raportul σ_c/σ_r. Astfel, dacă în cazul încălzirii pentru austenitizare în băi de săruri valoarea acestui raport după revenirea la temperaturile 373... 573 °K (100... 300 °C) a fost de 0,81... 0,88, în cazul încălzirii cu curenți de înaltă frecvență valoarea acestui raport, la aceleași temperaturi de revenire, este de 0,93... 0,96.

Obținerea unei diferențe între valorile limitei de curgere, considerabil mai mare decît diferența între valorile rezistenței la rupere, confirmă că în cazul aplicării încălzirii cu curenți de înaltă frecvență, ca rezultat al unei mai rapide încălziri, recristalizarea de prelucrare se efectuează într-un grad mai redus decît în cazul încălzirii în băi de săruri. Într-adevăr, analiza microstructurală confirmă acest fapt și arată că după încălzirea în băi de săruri recristalizarea de prelucrare s-a efectuat aproape în întregime, iar ca rezultat structura este alcătuită din grăunți recristalizați, echiaxiali și foarte fini, pe cînd în cazul încălzirii pentru austenitizare cu curenți de înaltă frecvență nu au fost constatate asemenea modificări în structură.

Pe de altă parte, alungirea relativă se obține mai mică în cazul încălzirii cu curenți de înaltă frecvență decît după încălzirea pentru austenitizare în băi de săruri, ceea ce de asemenea constituie o dovadă indirectă a celor afirmate mai înainte. Este cunoscut faptul că în cazul aplicării tratamentului termomecanic decurgerea recristalizării de prelucrare manifestă o influență neînsemnată asupra valorilor rezistenței la rupere, însă determină o substanțială micșorare a limitei de curgere [13] și, în același timp, conduce la obținerea unor mai ridicate proprietăți de plasticitate [13]—[15].

În cazul variantei de tratament termomecanic al țevilor laminate la rece din oțel 30HGSA, cu încălzire pentru austenitizare în băi de săruri, a fost studiată influența duratei de menținere la încălzire în domeniul austenitic asupra variației structurii și proprietăților mecanice obținute după călire și revenire. Mărirea duratei de menținere la încălzirea în băi de săruri de la 2 pînă la 30 min nu determină o influență substanțială asupra proprietăților mecanice obținute (tabela 2). Valorile proprietăților mecanice s-au obținut, în limitele preciziei de determinare, aproximativ aceleași, indiferent de durata de menținere, ceea ce confirmă că în acest caz, după o încălzire relativ rapidă, creșterea în limite raționale a duratei de menținere în domeniul austenitic nu provoacă modificări substanțiale în structura dislocațiilor oțelului ecruisat la rece în prealabil. Mai mult, după menținerea pentru austenitizare timp de 30 min proprietățile de rezistență s-au obținut, cu excepția cazului cînd revenirea s-a efectuat la 373 °K (100 °C), puțin mai ridicate decît după menținerea de 2 min pentru austenitizare. Aceasta se explică, probabil, prin o mai favorabilă redistribuire a dislocațiilor în microvolumele metalului.

Tabela 2

Variația proprietăților mecanice în cazul tratamentului termomecanic al țevilor laminate la rece din oțelul 30HGSA, în funcție de durata de menținere la încălzirea pentru austenitizare în băi de săruri

Temperatura de revenire, °K (°C)	Durata de menținere la încălzire, min											
	2			5			10			30		
	σ_r	σ_c	δ %	σ_r	σ_c	δ %	σ_r	σ_c	δ %	σ_r	σ_c	δ %
373 (100)	2 005 / 204,5	1 630 / 166,5	8	2 010 / 205	1 630 / 166,5	10	2 055 / 209,1	1 600 / 163	7	1 905 / 194	1 605 / 163,5	10
473 (200)	1 855 / 189	1 555 / 158,5	10	1 860 / 189,5	1 565 / 159,5	10	1 915 / 195,5	1 500 / 153	8	1 885 / 192	1 600 / 163	10
573 (300)	1 830 / 186,5	1 610 / 164	9	1 780 / 181,5	1 600 / 163	8	1 865 / 190	1 630 / 166	7	1 845 / 188	1 660 / 169	8
673 (400)	1 530 / 156	1 460 / 149	8,5	1 570 / 160	1 450 / 148	8	1 565 / 159,5	1 470 / 150	8,5	1 640 / 167	1 530 / 156	8
773 (500)	1 195 / 122	1 150 / 117	11	1 215 / 124	1 170 / 119,5	11	1 175 / 120	1 120 / 114	10,5	1 245 / 127	1 185 / 121	10
873 (600)	985 / 100,5	945 / 96	17,5	1 000 / 102	920 / 94	16	970 / 99	900 / 92	16,5	995 / 101,5	915 / 93,5	17

Observație: *pentru σ_r și σ_c la numărător sînt date valorile în MN/m², iar la numitor în kgf/mm².*

Acest fapt prezintă o importanță practică deosebită, deoarece arată că în cazul aplicării variantei de tratament termomecanic prealabil cu încălzire în băi de săruri, nu se impune o limitare severă a duratei de menținere în domeniul austenitic la încălzirea pentru călire.

Creșterea în continuare a duratei de menținere la încălzire pînă la 60 min a condus la o scădere a proprietăților de rezistență cu circa 100 MN/m²—10 kgf/mm² — (în cazul revenirii la temperatura de 373 °K, adică la 100 °C) față de rezistența obținută, după o menținere la încălzirea pentru austenitizare timp de 2 min. În cazul duratei de 90 min de menținere la austenitizare, rezistența la rupere și îndeosebi limita de curgere scad și mai mult.

Studiul variației grăuntelui austenitic și a microstructurii a permis explicarea unora dintre cauzele care determină starea de „înaltă rezistență" a oțelului, în urma aplicării tratamentului termomecanic. Grăuntele austenitic a fost măsurat la microscop pe grosimea peretelui țevii, atît de-a lungul cît și perpendicular pe direcția de laminare. Pentru fiecare variantă de tratament au fost măsurați 400—450 de grăunți pe fiecare direcție. Studiul

microstructurii a fost efectuat la un microscop electronic de tipul JEM-6A pe replici de carbon, umbrite cu crom, obținute prin metoda celor două trepte.

Este cunoscut că una dintre primele explicații ale obținerii unor proprietăți superioare de rezistență, în urma aplicării tratamentului termomecanic, a fost aceea că creșterea rezistenței este determinată de obținerea în rezultatul deformației plastice a unei considerabil mai fine granulații austenitice și, în consecință, a unor considerabil mai mici dimensiuni ale lamelelor de martensită decît în urma călirii obișnuite [16]—[18]. Într-adevăr, în lucrarea [16] s-a determinat că o dată cu creșterea gradului de reducere aplicat în timpul deformației plastice care precede călirea se micșorează dimensiunile lamelelor de martensită și, simultan, cresc proprietățile de rezistență. Totuși, în lucrarea [9], s-a arătat că deși dimensiunea medie a lamelelor de martensită a fost aproximativ egală după călirea obișnuită de la temperatura de 1 123 °K (850 °C) cu cea a lamelelor de martensită obținute în urma tratamentului termomecanic (temperatura de austenitizare 1 373 °K—1 100 °C), rezistența la rupere după tratamentul termomecanic s-a obținut cu 390 MN/m² (40 kgf/mm²) mai ridicată decît în cazul călirii

Tabela 3

Valorile mărimii grăuntelui austenitic, coeficientului de alungire a grăuntelui (ε) și a raportului D_M/D_B după diferite variante de tratament termic a țevilor laminate la rece din oțelul 30HGSA

Regimul de tratament	A+B (2')+C	B (2')+C	B (5')+C	B (10')+C	B (30')+C	B (60')+C	B (90')+C
Dimensiunea medie a grăuntelui în lungul direcției de laminare, μ.	9,5	—	8,15	8,6	9,6	10,35	11,55
Dimensiunea medie a grăuntelui perpendicular pe direcția de laminare, μ.	7,8	5,8	6,6	7,5	8,5	9,4	10,3
Diametrul mediu al grăuntelui, μ.	8,7	—	7,36	8,2	9,05	10,25	10,85
ε	1,21	—	1,24	1,185	1,13	1,1	1,1
D_M/D_B	4,2	3,7	4,5	5,5	5,8	5,5	4,3
σ după revenirea la 373 °K (100 °C), kgf/mm².	130	166.5	166,5	163	163,5	154,5	148

Observație: A — recoacere, 1 h la 1 133 °K (860 °C); B — încălzire în băi de săruri cu durata de menținere indicată în paranteză;
C — călire în ulei;
D_M — diametrul grăuntelui austenitic maxim;
D_B — diametrul grăuntelui austenitic cu cea mai mare frecvență.

obișnuite. De asemenea în lucrarea [10] s-a constatat că una și aceeași dimensiune a lamelelor de martensită se poate obține atît în urma tratamentului termomecanic, cît și în urma călirii obișnuite, dar că limita de curgere obținută în rezultatul aplicării uneia sau altei variante de tratament are valori net diferite, și că finisarea granulației austenitice prin deformarea plastică nu constituie cauza principală a obținerii unor proprietăți înalte de rezistență în cazul aplicării tratamentului termomecanic.

Rezultatele studiului variației grăuntelui austenitic (tabela 3) arată că în cazul tratamentului termomecanic prealabil nu există o corelație directă între mărimea sau forma grăuntelui austenitic și valoarea proprietăților de rezistență. De exemplu, după călirea țevilor recoapte în prealabil, grăuntele austenitic obținut este mai fin decît grăuntele austenitic obținut în urma variantelor de tratament termomecanic cu o durată de menținere la încălzire pentru călire de 30, 60 și 90 min ; cu toate acestea, proprietățile de rezistență obținute sînt mai mici decît cele obținute după variantele de tratament termomecanic. De asemenea, în cazul variantelor de tratament termomecanic, după menținerea la încălzire pentru călire timp de 30 min, grăuntele austenitic obținut a fost cu cca 15% mai grob decît cel obținut după menținerea de 2 min, iar proprietățile de rezistență rezultate sînt aproximativ egale (fig. 2).

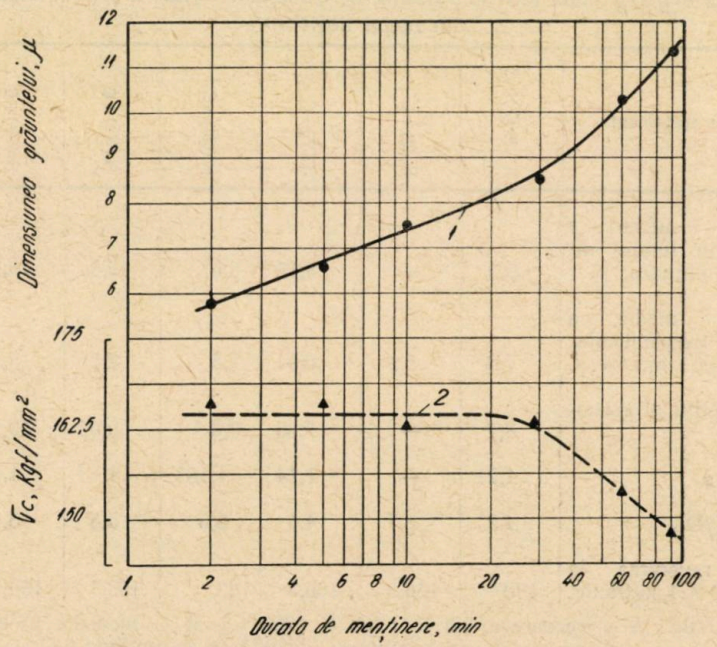
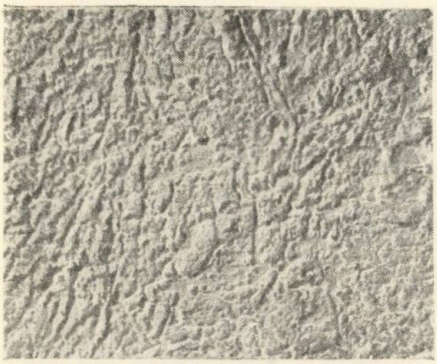
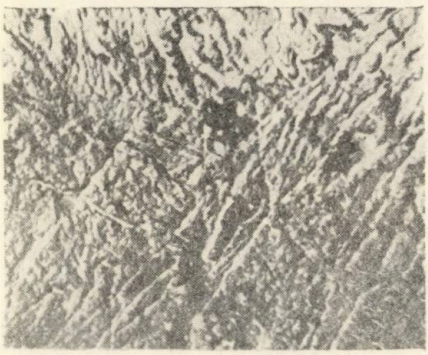


Fig. 2. Influența duratei de menținere la încălzirea în băi de săruri a țevilor din oțelul 30HGSA laminate la rece asupra variației dimensiunii grăuntelui austenitic (1) și a limitei de curgere (2) după călire și revenire la 373 °K (100 °C).

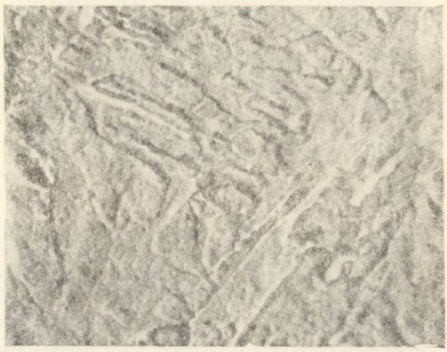


a

b



c



d

e

f

Fig. 3 Microstructura probelor din oțelul 30HGSA după tratament termomecanic prealabil (cu durata de menținere la încălzirea pentru călire : *a* — 2 min ; *b* — 10 min ; *c* — 30 min ; *d* — 60 min ; *e* — 90 min) și după călirea țevilor recoapte în prealabil (*f*) ; revenire 1 h la temperatura de 373 °K (100 °C) ×8 500.

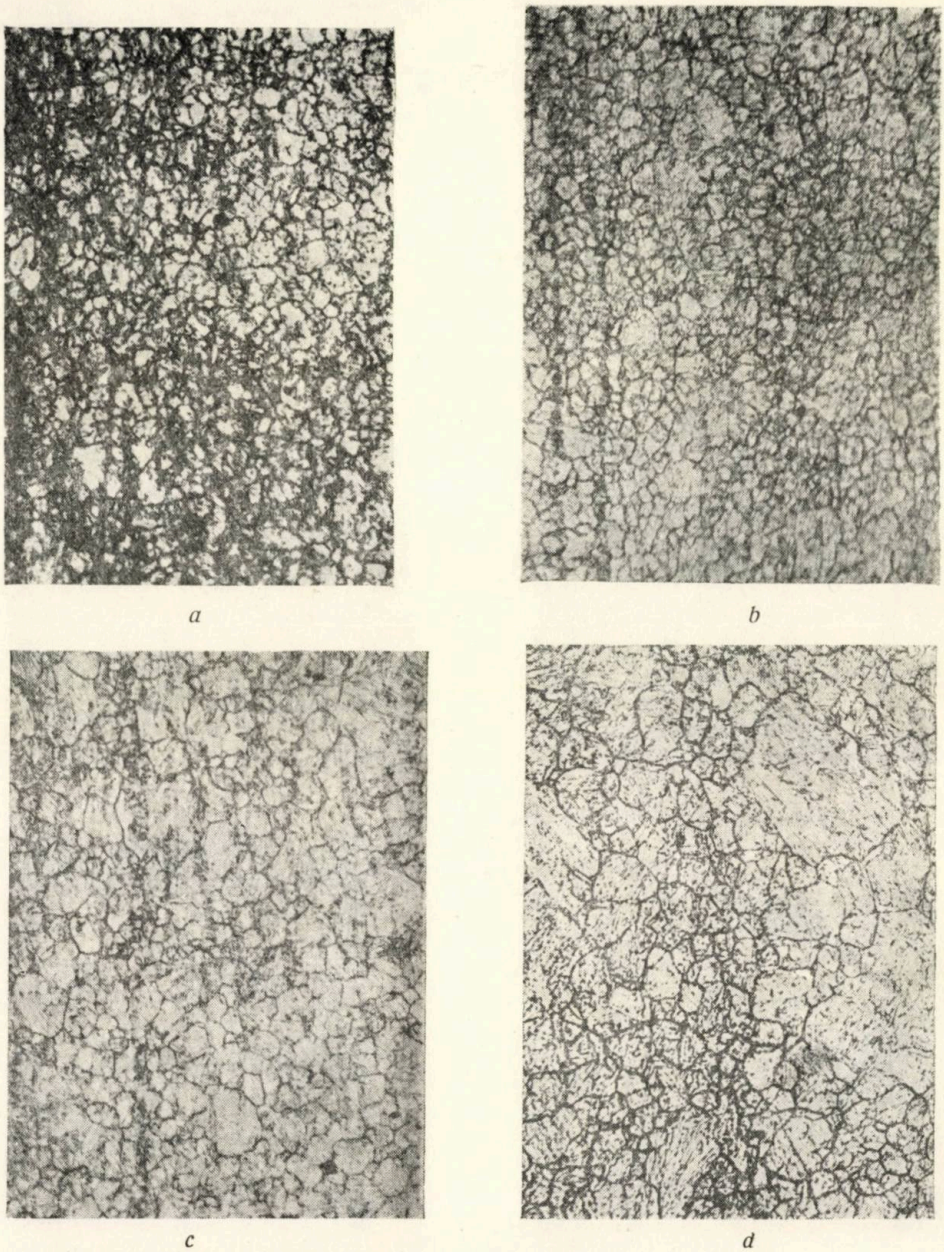


Fig. 4. Granulația austenitică a țevilor din oțelul 30HGSA după varianta tratamentului termomecanic cu încălzire pentru austenitizare în băi de săruri. Atac în soluție suprasaturată de acid picric în apă. ×500 :

a — menținere la încălzire 2 min; *b* — menținere la încălzire 10 min; *c* — menținere la încălzire 30 min; *d* — menținere la încălzire 90 min.

Rezultatele obișnuite arată că în cazul tratamentului termomecanic prealabil apare și mai evident decît în cazul tratamentului termomecanic „clasic" (laminare la cald-călire-revenire), că forma geometrică sau dimensiunea grăuntelui austenitic nu constituie cauza determinantă a obținerii unor proprietăți înalte de rezistență. Dacă în cazul variantei de tratament termomecanic cu laminare la cald dimensiunea grăuntelui austenitic depinde în primul rînd de parametrii procesului deformației plastice, atunci în cazul tratamentului termomecanic prealabil (cu laminare la rece), cînd recristalizarea de prelucrare se efectuează în mod inevitabil în timpul încălzirii ulterioare pentru călire, dimensiunea grăuntelui austenitic este determinată în mod principal de către parametrii acestei încălziri și are doar un rol secundar în determinarea valorilor proprietăților mecanice.

Studiul variației granulației austenitice, în funcție de parametrii tratamentului termic ulterior, a arătat că în cazul tratamentului termomecanic prealabil, chiar după o încălzire rapidă în băi de săruri cu o menținere de 2 min, recristalizarea de prelucrare se efectuează aproape în întregime, iar la mențineri mai îndelungate în domeniul austenitic se realizează creșterea noilor grăunți recristalizați (tabela 3). Cu toate acestea, după cum rezultă din examinarea valorilor proprietăților de rezistență obținute după tratamentul termomecanic, în comparație cu cele obținute după călirea țevilor recoapte, cînd efectul ecruisajului la rece a fost înlăturat în urma recoacerii prealabile, decurgerea proceselor de recristalizare (germinarea și creșterea noilor grăunți) în condițiile unei încălziri rapide nu conduce la o scădere considerabilă a proprietăților de rezistență. In acest fel se confirmă părerea exprimată în lucrările [5], [7] asupra posibilității conservării, în anumite condiții de încălzire, a stării de „înaltă rezistență" — datorită păstrării imperfecțiunilor submicrostructurale create prin deformarea plastică la rece — chiar în condițiile unei desfășurări parțiale a proceselor de recristalizare.

Analiza efectuată cu ajutorul microscopului electronic a permis să se constate că fragmentația structurii, care se obține ca rezultat al deformației plastice la rece, se păstrează într-un grad considerabil și în cazul variantelor tratamentului termomecanic prealabil, cu durata de menținere la încălzirea pentru austenitizare de 2,10 și chiar 30 min (fig. 3, *a*, *b* și *c*). În același timp în structură apare în mod evident aspectul lamelar al cristalelor de martensită, caracteristic structurilor obținute în urma aplicării tratamentului termomecanic, ceea ce confirmă prezența în martensită a unei mari cantități de macle.

Cu creșterea duratei de menținere la încălzire pentru călire de la 30 min la 90 min, gradul de fragmentare a structurii scade, iar aspectul formațiunilor martensitice devine treptat mai acicular (fig. 3, *d* și *e*). Structura care se obține în urma călirii țevilor recoapte în prealabil se deosebește net de structura obținută după tratamentul termomecanic prealabil, atît din punctul de vedere al morfologiei lamelelor de martensită care se obțin considerabil mai grobe în cazul călirii țevilor recoapte în prealabil, cît și prin absența fragmentației structurii (fig. 3, *f*). Aceste rezultate, care arată marea

stabilitate a imperfecțiunilor submicrostructurale a materialelor ecruisate la rece, chiar în condițiile decurgerii proceselor de recristalizare, concordă cu datele altor cercetători [6] obținute cu ajutorul metodei autoradiografiei. În acest fel particularitățile structurale, puse în evidență prin studiul la microscopul electronic, explică păstrarea într-un grad mai mare sau mai mic a stării de „înaltă rezistență", chiar în condițiile decurgerii recristalizării de prelucrare în timpul încălzirii rapide pentru călire a țevilor laminate la rece și, în consecință, obținerea unor considerabil mai înalte proprietăți de rezistență în urma tratamentului termomecanic prealabil decît după călirea țevilor recoapte în prealabil.

Un alt factor care contribuie la încetinirea proceselor de înlăturare a efectelor ecruisajului în timpul încălzirii pentru călire îl constituie mecanismul deosebit de creștere a grăunților recristalizați în țevile laminate la rece. În cazul de față, în locul recristalizării de coalescență, la mărirea duratei de menținere în domeniul austenitic, creșterea noilor grăunți se realizează după mecanismul așa-numitei recristalizări secundare. După cum se arată în lucrarea [20], recristalizarea secundară se întîlnește în acele cazuri, în care creșterea normală și uniformă a grăunților de austenită este îngreuiată fie de prezența particulelor disperse ale unei faze secundare și care joacă rolul unor bariere mecanice, fie de prezența texturii de recristalizare, care apare în baza texturii de deformare. S. S. Gorelic [21] a demonstrat experimental că în majoritatea cazurilor cauza principală a frînării creșterii uniforme a grăuntelui austenitic în timpul recristalizării o constituie particulele disperse, insolubile, care se află la rosturile grăunților, iar particularitățile structurale ale metalului deformat la rece joacă un rol secundar. O părere similară a fost exprimată și în lucrarea [22].

Ca indicator al realizării creșterii grăuntelui austenitic după mecanismul recristalizării secundare este raportul D_M/D_B (vezi tabela 3), propus de către S. S. Gorelic [21], și a cărui valoare variază în cazul de față în limitele 4,3 ... 5,8, pe cînd în cazul structurilor din grăunți de mărime aproximativ egală, cînd creșterea grăunților se realizează după mecanismul recristalizării de coalescență, acest raport are în general valori mai mici de 2,5 ... 3. Ca rezultat al unei asemenea creșteri a grăuntelui austenitic se obține o structură «insulară» (fig. 4, *c* și *d*), constituită dintr-un număr mare de grăunți fini și un număr limitat de grăunți mari.

Creșterea grăuntelui austenitic după acest mecanism determină o mai mică distrugere a structurii dislocațiilor create prin prelucrarea plastică anterioară decît în cazul recristalizării de coalescență, cînd mobilitatea rosturilor grăunților este mai mare și migrația rosturilor se efectuează mai uniform în întregul volum al metalului. Totuși, dezvoltarea într-o măsură exagerată a unei asemenea structuri «insulare» provoacă o micșorare a proprietăților de rezistență (fig. 2), deoarece, paralel cu scăderea cantității de imperfecțiuni submicrostructurale (determinată de migrația rosturilor grăunților austenitici), domeniile limitrofe ale grăunților grobi și fini constituie adesea focare de formare a microfisurilor.

Cercetările efectuate pe țevi laminate la rece din oțelurile 20H și 40H confirmă că aplicarea tratamentului termomecanic prealabil determină obținerea unor mai ridicate proprietăți de rezistență decît după călirea și revenirea la aceleași temperaturi a țevilor recoapte în prealabil (fig. 5 și 6). Creșterea proprietăților de rezistență în urma aplicării tratamentului termo-

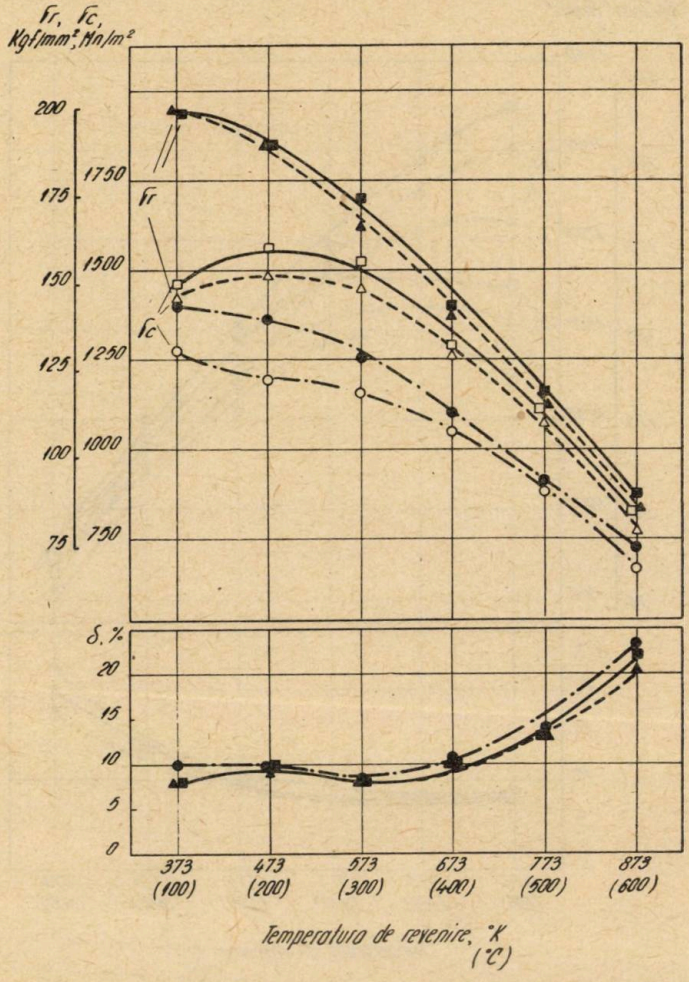


Fig. 5. Variația proprietăților mecanice ale țevilor din oțelul 20H în funcție de regimul de tratament termic aplicat după laminare la rece:

— . — recoacere 1 h la 1 153 °K (880°C) — încălzire în băi de săruri 2 min la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire; ——— încălzire în băi de săruri 2 min la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire; — — — încălzire în băi de săruri 10 min la 1 153 °K (880° C) — călire—revenire.

mecanic este mai mare în cazul oțelului 20H, la care diferența dintre valorile proprietăților de rezistență obținute după tratamentul termomecanic și după călirea țevilor recoapte în prealabil a fost, după revenire pînă la 573 °K (300 °C), de 440—540 MN/m² (45—55 kgf/mm²) pentru rezistența la rupere

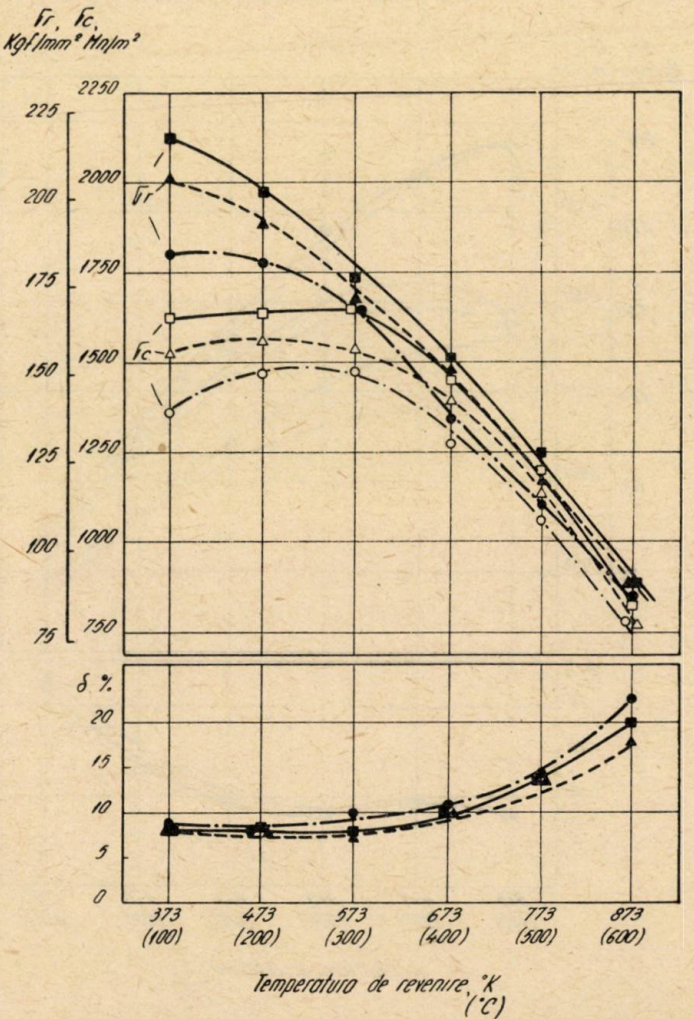


Fig. 6. Variația proprietăților mecanice ale țevilor din oțelul 40H în funcție de regimul de tratament termic aplicat după laminarea la rece :

— . — recoacere 1 h la 1 153 °K (880°C) — încălzire în băi de săruri 2 min la 1 123 °K (850 °C) — călire—revenire ; încălzire în băi de săruri 2 min la 1 123 ° (850 °C) — călire—revenire ; — — — încălzire în băi de săruri 10 min la 1 123 ° (850 °C) — călire—revenire.

și de cca 390 MN/m² (40 kgf/m²) pentru limita de curgere. În cazul țevilor din oțelul 40H creșterea proprietăților de rezistență după tratamentul termomecanic prealabil, în comparație cu călirea țevilor recoapte în prealabil, nu a fost așa de însemnată ca în cazul oțelurilor 20H și 30HGSA și, în general (cu excepția temperaturii de revenire de 373 °K, adică 100 °C), nu a fost mai mare de 195 MN/m² (20 kgf/mm²).

Comparînd creșterea proprietăților de rezistență după tratamentul termomecanic prealabil față de proprietățile obținute după călirea țevilor recoapte în prealabil din oțelurile 20H, 30HGSA și 40H se vede (tabela 4) că cea mai mare creștere se înregistrează în cazul oțelului 20H, iar cea mai mică în cazul oțelului 40H. Excepție de la aceasta o constituie doar valorile proprietăților obținute după revenirea la 673 °K (400 °C) pentru oțelurile 20H și 30HGSA, cînd, ca rezultat al unei mai mari stabilități a proprietăților de rezistență a oțelului mai puternic aliat față de creșterea temperaturii

Tabela 4

Diferența dintre proprietățile de rezistență obținute în urma tratamentului termomecanic prealabil și în urma călirii țevilor recoapte în prealabil

Temperatura de revenire, °K (°C)	20 H		30 HGSA		40 H	
	σ_r	σ_c	σ_r	σ_c	σ_r	σ_c
373 (100)	530 / 54	190 / 19,5	455 / 46,5	355 / 36,5	350 / 35,5	260 / 26,5
473 (200)	490 / 50	375 / 38,5	205 / 21	200 / 20,5	195 / 20	220 / 22,5
573 (300)	445 / 45,5	360 / 37	335 / 34	285 / 29	83 / 8,5	175 / 18
673 (400)	305 / 31	210 / 21,5	325 / 33	335 / 34	175 / 18	175 / 18
773 (500)	245 / 25	230 / 23,5	220 / 22,5	205 / 21	142 / 14,5	132 / 13,5
873 (600)	147 / 15	148 / 15,5	117 / 12	170 / 17,5	39 / 4	44 / 4,5

Observație: *la numărător sînt date valorile în MN/m², iar la numitor în kgf/mm².*

de revenire, creșterea rezistenței în urma aplicării tratamentului termomecanic prealabil a fost mai mare în cazul țevilor din oțelul 30HGSA.

Creșterea mai însemnată a proprietăților de rezistență a țevilor din oțelul 20H, și mai mică pentru oțelurile 30HGSA și 40H, arată că proprietățile de rezistență obținute în urma aplicării tratamentului termomecanic depind într-un grad mai mic de conținutul în carbon al oțelului decît aceleași proprietăți obținute în urma călirii obișnuite, cînd, după cum este cunoscut, conținutul în carbon are o influență primordială asupra nivelului proprietăților obținute. Ca exemplu în sprijinul acestei afirmații îl constituie faptul că diferența dintre proprietățile de rezistență ale oțelurilor 40H și 20H este aproximativ de două ori mai mare după călirea țevilor recoapte în prealabil decît după tratamentul termomecanic prealabil.

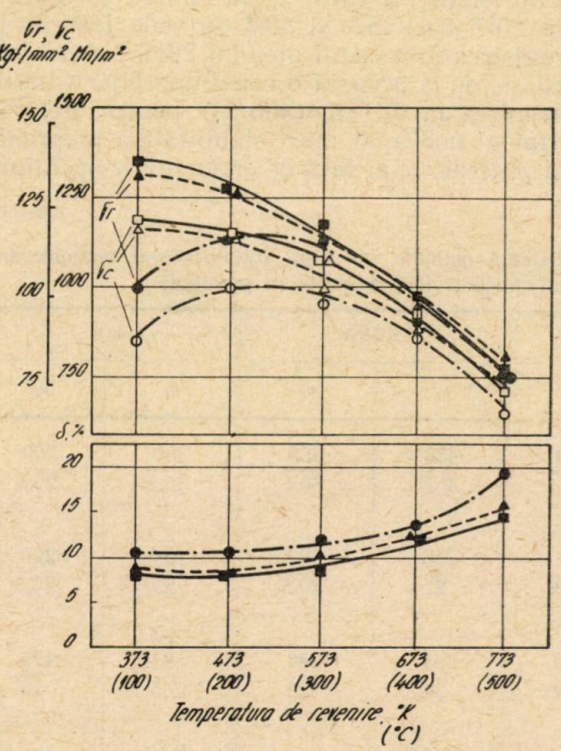


Fig. 7. Variația proprietăților mecanice ale țevilor din oțelul 20A în funcție de regimul de tratament termic aplicat după laminarea la rece:

— . — recoacere 1 h la 1 203 °K (930 °C) — încălzire în băi de săruri 2 min la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire; ——— încălzire în băi de săruri 2 min la 1 153 °K (880 °C) — călire-revenire; — — — încălzire în băi de săruri 10 min la 1 153 °K (880 °C) — călire—revenire

Aplicarea tratamentului termomecanic prealabil în cazul țevilor laminate la rece din oțelul 20A a condus de asemenea la obținerea unor mai înalte proprietăți de rezistență, îndeosebi după revenirile la 373...473 °K (100—200 °C), decît după călirea țevilor recoapte în prealabil (fig. 7). Totuși valorile absolute ale proprietăților obținute sînt relativ mici, deși creșterea rezistenței după tratamentul termomecanic cu revenire la 373 °K (100 °C) a fost de cca 340 MN/m² (35 kgf/mm²). După revenire la temperaturi mai ridicate, diferența între valorile proprietăților de rezistență obținute după tratamentul termomecanic și după călirea țevilor recoapte în prealabil, deși se păstrează pînă la temperatura de revenire de 773 °K (500 °C), este practic neînsemnată. Influența neînsemnată a efectului ecruisajului la rece asupra proprietăților mecanice obținute după tratamentul termomecanic se datorează, după cît se pare, nu într-atît

conținutul mic de carbon, cît absenței din compoziția acestui oțel a elementelor de aliere. Această concluzie se bazează pe faptul că în cazul oțelului 20H, aliat suplimentar față de oțelul 20A cu 1% Cr, creșterea proprietăților de rezistență în urma aplicării tratamentului termomecanic prealabil a fost considerabil mai mare decît în cazul oțelului 20A și s-a păstrat într-o măsură însemnată pînă la temperatura de revenire de 873 °K (600 °C).

Despre influența elementelor de aliere asupra conservării efectului ecruisajului la rece în timpul încălzirii ulterioare pentru călire, mărturisesc și rezultatele obținute după varianta de tratamentul termomecanic prealabil al țevilor din oțelurile 20H și 40H, cu durata de menținere la încălzire pentru călire de 10 min. Dacă în cazul țevilor din oțelul 30HGSA, aliat cu crom, mangan și siliciu, creșterea duratei de menținere la încălzire de la 2 la 30 min practic nu a influențat asupra nivelului proprietăților obținute, în cazul oțelurilor 20H și 40H, care conțin aproximativ aceeași cantitate de crom, dar mai puțin mangan și siliciu, creșterea duratei de menținere la încălzire doar de la 2 la 10 min, deja s-a reflectat în nivelul proprietăților de rezistență, acestea obținîndu-se cu 50 ... 100 MN/m² (5 ... 10 kgf/mm²) mai mici decît după o menținere la încălzirea pentru călire timp de 2 min (fig. 5 și 6). În același timp, după cum arată studiul microscopic, în structură se produc modificări esențiale, în deosebi în cazul oțelului 20H, pentru care creșterea duratei de menținere de la 2 la 10 min provoacă creșterea grăuntelui austenitic cu cca 15% și a raportului D_M/D_B de la 2,7 la 6,5.

Despre importanța elementelor de aliere în frînarea proceselor de înlăturare a stării «înalt rezistente» confirmă de asemenea și rezultatele studiului influenței unei încălziri prealabile, efectuată la o temperatură mai mică decît temperatura de recristalizare, asupra proprietăților obținute în urma tratamentului termomecanic al țevilor laminate la rece. În lucrările [23]—[25] s-a arătat că în rezultatele unei asemenea încălziri prealabile a metalelor și aliajelor deformate la rece se observă o creștere bruscă a limitei de elasticitate, modulului de elasticitate și a durității. Se presupune că principala cauză a creșterii acestor proprietăți după încălzirea prealabilă la o temperatură mai mică decît temperatura de recristalizare a metalelor deformate la rece, o constituie redistribuirea dislocațiilor și formarea unor configurații a dislocațiilor mai stabile la încălzirile ulterioare. De asemenea, în lucrarea [26], s-a constatat o micșorare a vitezei de creștere a grăuntelui la recristalizare a fierului în cazul în care acesta a suferit o încălzire prealabilă sub temperatura de recristalizare, iar în lucrarea [27] se arată că redistribuirea dislocațiilor în timpul unei încălziri prealabile poate conduce la o substanțială scădere a stimulului energetic al procesului ulterior de recristalizare.

Efectuarea variantei de tratament termomecanic cu încălzire prealabilă la o temperatură (773 °K, adică 500 °C) mai mică decît temperatura de recristalizare, în cazul țevilor din oțelul 30HGSA a condus la obținerea unor

mai înalte proprietăți de rezistență îndeosebi a limitei de curgere, decît după tratamentul termomecanic fără încălzire prealabilă. Studiul variației mărimii grăuntelui austenitic în funcție de durata de menținere la încălzirea pentru austenitizare în băi de săruri a arătat că, într-adevăr, încălzirea prealabilă determină o frînare a proceselor de recristalizare la încălzirea ulterioară pentru călire (tabela 5), ceea ce, la rîndul său, conduce în cazul oțelului 30HGSA la obținerea unor proprietăți de rezistență mai ridicate.

Tabela 5

Dimensiunea medie a grăuntelui austenitic după tratamentul termomecanic prealabil (I) și după varianta de tratament termomecanic cu încălzire prealabilă (II) la temperatura de 773 °K (500 °C), μ.

Regimul de tratament	Durata de menținere la austenitizare, min				
	2	10	30	60	90
I	5,8	7,5	8,5	9,4	10,3
II	4,6	6,9	8,1	9,05	9,8

In cazul țevilor din oțelurile 20H și 40H analiza microstructurală de asemenea a arătat că încălzirea prealabilă la 773 °K (500 °C), timp de 1 h, determină o oarecare micșorare a vitezei de creștere a grăuntelui austenitic în timpul recristalizării la încălzirea ulterioară pentru călire. Dimensiunea medie a grăuntelui austenitic a fost de 8 μ pentru oțelul 20H și de 6,5 μ în cazul oțelului 40H, pe cînd în cazul variantei de tratament termomecanic fără încălzire prealabilă, dimensiunea medie a grăuntelui austenitic a fost de 8,4 și, respectiv, 6,8 μ. Indiferent de acest fapt, efectuarea variantei de tratament termomecanic cu încălzire prealabilă la 773 °K (500 °C) a determinat o oarecare micșorare a proprietăților de rezistență în comparație cu cele obținute după varianta de tratament termomecanic fără încălzire prealabilă. Cauza acestei micșorări a proprietăților de rezistență o constituie, probabil, decurgerea proceselor de restaurare în timpul încălzirii prealabile la 773 °K (500 °C) într-un grad mai mare decît în cazul țevilor din oțelul 30HGSA, iar micșorarea vitezei de creștere a grăuntelui la recristalizare este neînsemnată în comparație cu efectul negativ al fenomenului de restaurare.

CONCLUZII

1. Tratamentul termomecaniç al țevilor laminate la rece din oțelurile 30HGSA, 20H și 40H, realizat după schema : laminare la rece — călire, în urma unei încălziri rapide în băi de săruri — revenire, determină obținerea unor proprietăți de rezistență cu 195—490 MN/m² (20—50 kgf/mm²) mai mari decît după călirea țevilor recoapte în prealabil.

2. Efectuarea tratamentului termomecanic prealabil, cu încălzire rapidă pentru călire cu ajutorul curenților de înaltă frecvență, conduce, datorită decurgerii într-o mai mică măsură a proceselor de recristalizare decît în cazul încălzirii în băi de săruri, la obținerea unor valori și mai ridicate ale limitei de curgere.

3. În cazul tratamentului termomecanic prealabil conținutul în carbon al oțelului influențează într-o mai mică măsură asupra valorilor proprietăților de rezistență obținute decît în cazul călirii obișnuite a țevilor recoapte.

4. Elementele de aliere manifestă o influență însemnată asupra proceselor de recristalizare și a proceselor de înlăturare a efectului ecruisajului și, în consecință, asupra nivelului proprietăților mecanice obținute în urma tratamentului termomecanic prealabil.

5. Obținerea unor proprietăți înalte de rezistență în urma aplicării tratamentului termomecanic prealabil este determinată de menținerea într-o măsură însemnată a imperfecțiunilor submicrostructurale, care se formează prin ecruisare la rece, chiar în condițiile desfășurării proceselor de recristalizare la o încălzire rapidă. Frînarea proceselor de înlăturare a imperfecțiunilor submicrostructurale este favorizată de creșterea grănutelui austenitic după mecanismul recristalizării secundare în locul recristalizării de coalescență.

BIBLIOGRAFIE

1. I. A. Oding, (1948), *Izvestia AN* SSSR, OTN, *12.*
2. R. W. Honeycombe, (1962), *The Australian Engineer,* 54, *8.*
3. S. Brenner, (1956), *Journ. Appl. Phys., 27,* 1484.
4. I. A. Oding, I. M. Kopiev, (1961), *MiTOM, 9.*
5. M. L. Bernștein, M. A. Stremeli, (1963), *Fizica metallov i metallovedenie,* **15,** *1.*
6. S. Z. Bocștein, S. T. Kișkin și colaboratori, (1964), Sb. *Protessî difuzii, structura i svoistva metallov,* Mașinostroenie, Moscova, str. 99 i 110.
7. M. E. Blanter și colaboratori, (1965), MiTOM, *4.*
8. V. A. Iacovlev, I. S. Spector și colaboratori, (1964), *Procinosti metallov i splavov* (Materiali seminara), Leningrad, Dom Tehnichi, *10.*
9. A. P. Guliaev, M. G. Lozinskii, (1963), *Soveșcianie po termomehanicescoi obrabotche,* Moscova, octiabri.
10. V. E. Zackay, W. M. Justusson, (1962), *Spec. Rept. Iron and Steel Inst., 76,* 14.
11. L. M. Pevzner și colaboratori, (1963), *MiTOM, 4.*
12. D. A. Procoșchin, I. F. Zudin, V. V. Achimov, (1963), Sb. *Issledovania po vîsocoprocinîm splawam i nitevidnîm cristallam,* Izdatelistvo AN SSSR, Moscova.
13. M. L. Bernștein, (1965), *Fizico-himicescaia mehanica materiallov,* **1,** *1,* i **1,** *4.*
14. M. L. Bernștein, (1964), Sb. docladov conferenții *Progresivnie metodî obrabotchi detalei mașin i instrumentov,* Volgograd.
15. M. E. Blanter și colaboratori, (1964), *MiTOM, 8.*
16. D. J. Schmatz, V. F. Zackay, (1959), *TASM, 51,* 476.
17. I. M. Potac și colaboratori, (1963), *MiTOM, 4.*
18. A. P. Guliaev, A. S. Șigărev, (1963), *MiTOM, 4.*

19. I. I. Kogan, R. I. Entin, (1962), *MiTOM, 1.*
20. L. N. Laricov, (1963), Sb. *Fiziceschie osnovî procinosti i plasticinosti metallov,* Metallurghizdat, 255.
21. S. S. Gorelic, (1966), *Recristallizația metallov i splavov,* Metallurghia.
22. M. K. Smith, (1959), *Osnovî fizichi metallov,* Metallurghizdat.
23. A. G. Rahștadt și colaboratori, (1962), *MiTOM, 1.*
24. E. N. Spector, A. G. Rahștadt, S. S. Gorelic, T. B. Sagalova, (1964), *Fizica metallov i metallovedenie,* **17**, *3.*
25. E. N. Spector, S. S. Gorelic, A. G. Rahștadt, M. B. Novicova, (1965), *Fizica metallov i metallovedenie,* **19**, *3.*
26. A. Rosen, M. S. Burton, G. V. Smith, (1964), *Trans. AIME,* **230**, *1.*
27. A. H. Kottrell, (1958), *Dislocații i plasticescoe tecenie v cristallah,* Metallurghizdat.

Manuscris primit în redacție la 10 martie 1966.

INFLUENȚA COBALTULUI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OȚELURILOR ALIATE CU 9% NICHEL*

M. TRUȘCULESCU

Institutul politehnic, Timișoara

Adăugarea a 4% Co oțelurilor cu 9% Ni provoacă modificări structurale care favorizează îmbunătățirea proporietăților mecanice.

Rezistența la tracțiune, limita elastică cresc cu 15...20%, iar rezilienta scade cu 8...10% la temperaturi joase (—195 °C).

E posibil ca prin varierea conținutului în carbon și aplicarea călirilor la temperaturi sub zero grade să se obțină îmbunătățirea în continuare a caracteristicilor mecanice.

1. Introducere

Folosirea oțelurilor pentru transportul și stocajul gazelor naturale lichefiate, pentru construcția avioanelor stratosferice, a rachetelor și a instalațiilor speciale din industria chimică și petrochimică preocupă de multă vreme cercetătorii din toate țările cu o industrie metalurgică foarte dezvoltată.

Transportul și stocajul gazelor în stare lichidă prezintă mari avantaje, așa cum reiese din datele următoare (tab. 1).

Un metru cub, de exemplu, de metan lichid, eliberează 630 m^3 de gaz, după întoarcerea la condițiile normale, fapt care justifică pe deplin multitudinea studiilor întreprinse.

Folosirea oțelurilor feritice la temperaturi din ce în ce mai joase, în condițiile unor solicitări și exigențe sporite, necesită alierea lor cu elemente care să le confere bune proprietăți mecanice.

Din unele informații publicate rezultă că adăugarea a 4% Co oțelurilor cu 9% Ni face ca să crească rezistența lor, fără a se micșora prea mult rezilienta.

---

*) *Cercetarea făcută de autor la „Centre National de Recherches Métallurgiques" Liège — Belgia, octombrie 1965.*

Tabela I

Comparație între volumul ocupat de un gaz la 21 °C și volumul aceluiași gaz în stare lichidă [12]

Gaz	Greutatea specifică a lichidului g/cm³	Temperatura de lichefiere C°	Raport $\frac{\text{Vol. gazului}}{\text{Vol. lichidului}}$
Propan	0,580	−42	816
Etilen	0,564	−104	485
Metan	0,421	−161,5	630
Oxigen	0,140	−183	850
Azot	0,807	−195,6	690
Hidrogen	0,071	−252,8	850
Heliu	0,125	−269	855

Oțelurile aliate cu 9% Ni și 4% Co se pare că au un viitor privilegiat față de celelalte categorii de aliaje folosite la temperaturi scăzute, fapt care ne-a determinat de a întreprinde cercetări care să aducă unele lămuriri asupra mecanismului de acționare a cobaltului.

2. Materialele folosite la temperaturi joase

2.1. *Condiții și caracteristici*

În funcție de temperaturile și condițiile de lucru se utilizează diferite materiale: aliajele pe bază de aluminiu sau cupru, oțelurile austenitice și oțelurile feritice aliate cu nichel (2,5 la 9% Ni).

Din punct de vedere metalurgic aliajele folosite la temperaturi scăzute trebuie să aibă o bună ductibilitate și o foarte slabă sensibilitate la efectul de crestătură. De asemenea trebuie să aibă o bună conductibilitate termică, un cît mai mic coeficient de dilatare; să se poată prelucra relativ ușor și să fie durabile.

Comportarea materialului la temperaturi joase depinde în general de sistemul său cristalin.

Metalele și aliajele care cristalizează în sistemul cubic cu fețe centrate, ca exemplu: Al, Cu, Ni, Pb și oțelurile austenitice, au o bună comportare la temperaturi scăzute. Cele care cristalizează în alte sisteme cristaline: cubic cu volum centrat, hexagonal compact, sînt considerate ca fragile la temperaturi scăzute (Ex.: Fe ; Mg ; Zn, oțelurile feritice) [2].

Comportarea metalelor și aliajelor la temperaturi joase este influențată și de alți factori, pe lîngă cel al rețelei cristaline.

Astfel faza β a alamelor, cu toate că aparține rețelei cristaline cubice cu volum centrat nu prezintă sensibilitate la efectul de crestătură la temperaturi joase.

Magneziul și zincul care au o rețea cristalină hexagonală compactă au un comportament la frig totalmente diferit.

Magneziul și aliajele sale ultra ușoare lucrează cu succes la —80 °C, în timp ce zincul devine fragil la temperaturi de —10 . . . —20 °C.

Oțelurile feritice sînt într-adevăr fragile, dar la temperaturi sub —200 °C [2].

2.2. *Materiale utilizate*

Pînă în 1952, pentru fabricarea conductelor, rezervoarelor care lucrează la temperaturi joase, se utilizau aliajele pe bază de aluminiu sau de cupru ; slaba lor rezistență fiind sensibil compensată de greutatea specifică mică. Pentru a se mări rezistența acestora s-a adăugat magneziu, dar în același timp s-a mărit și riscul formării porozităților și a filmului de oxizi în timpul sudării, fapt care diminuează mult reziliența.

Rezistența la oboseală a aliajelor pe bază de aluminiu sau cupru nu depășește 5 . . . 10 kgf/mm² și nu este practic îmbunătățită prin adăugarea de magneziu [1] și [3].

Oțelurile austenitice de tipul 18-8, constituie un material excelent pentru întrebuințări la temperaturi scăzute, dar prețul lor de revenire fiind ridicat nu permite extinderea lor decît în domeniul temperaturilor foarte scăzute (sub —200 °C).

După 1944, se constată din ce în ce mai mult tendința de a utiliza oțelurile diferite aliate cu 9% Ni, la temperaturi ce nu depășesc —200 °C.

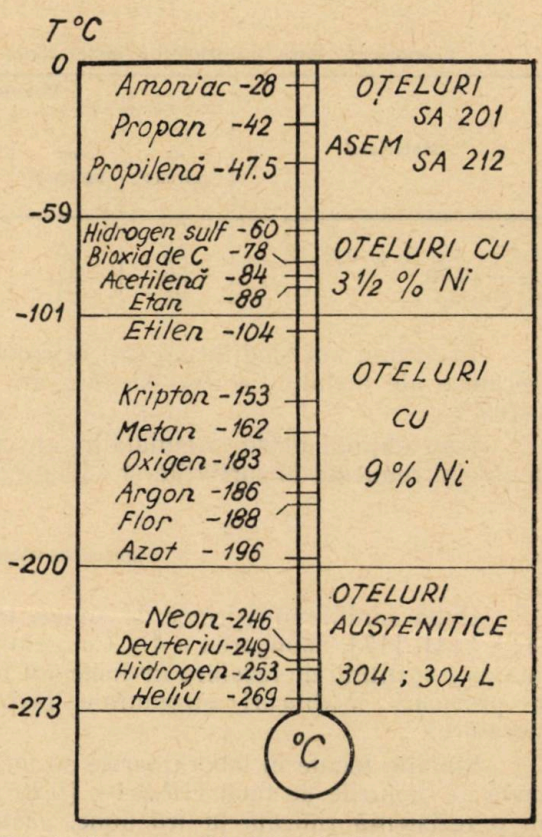


Fig. 1. Diagrama folosirii oțelurilor la temperaturi joase.

Studiile făcute asupra oțelurilor aliate cu nichel arată că acesta deplasează temperatura de tranziție a rezilienței (pragul de fragilitate) către temperaturi scăzute. Oțelurile aliate cu 9% Ni și conținînd mai puțin de

0,20% C, au o bună rezilienţă la —196 °C şi oferă o bună securitate în lucru [5] şi [6].

Folosirea diverselor oţeluri în diferite domenii de temperatură este arătată în diagrama din figura 1.

După datele publicate oţelurile cu 9% Ni au bune proprietăţi mecanice, un mic coeficient de dilatare, o bună sudabilitate şi în acelaşi timp sînt şi economice.

In tabela 2 se prezintă o comparaţie între proprietăţile diverselor materiale folosite la temperaturi scăzute [2].

Tabela 2

Comparaţie între proprietăţile materialelor folosite la temperaturi joase

Materialul	Proprietăţi				Preţul de revenire al tablelor
	σ_r kgf/mm²	σ_e kgf/mm²	E kgf/mm²	α_{x10-6} $+20$ °C -195 °C	
Oţel cu 9% Ni şi 0,2% C	65	50	20 000	9,5	0,5
Oţelul 18—8	50	22	19 600	15	1
Al+5% Mg	25	13	6 600	18	0,45

In ultimii ani studiile au fost orientate spre ridicarea caracteristicilor mecanice ale oţelului cu 9% Ni, fără a-i diminua prea mult rezilienţa la —195 °C.

S-au obţinut unele îmbunătăţiri ale acestui oţel micşorînd conţinutul în siliciu, reducînd impurităţile şi adăugînd 3 . . . 4% cobalt.

3. Elaborarea oţelurilor

După studiile întreprinse de Matas, Perlmutter, Pierre ş. a. [9], [10], [11], [14], [17], adăugarea a 4% Co oţelurilor cu 9% Ni contribuie la diminuarea fragilităţii de revenire în domeniul temperaturilor de la 260 la 290 °C şi provoacă modificări structurale favorabile ridicării caracteristicilor mecanice.

Studiile făcute în laboratoarele societăţii „Republic Stell Corporation" arată că oţelurile de tipul HP.9-4-x (0,20 la 0,40% C ; 9% Ni şi 4% Co) au o rezistenţă ridicată la tracţiune, păstrînd totuşi o bună rezilienţă la temperaturi de —195 °C.

Cu scopul de a pune în evidenţă caracteristicile mecanice şi mecanismul de acţionare al cobaltului s-au elaborat în condiţii de laborator patru calităţi de oţeluri : *)

*) *Laboratorul „Centre National de Recherches Métallurgiques" Liège — Belgia.*

1) cu conținut scăzut în carbon (0,14%),
2) cu conținut ridicat în carbon (0,30%),
aliate cu 9% Ni și având respectiv 4% Co, sau fiind fără cobalt.

Pentru elaborarea acestor oțeluri s-au folosit materiile prime: fier electrolitic (99,95% Fe) aliaj fier-carbon (4,5% C) numit *fontă sintetică*; feromangan cu 84,66% Mn; Nichel (99,62% Ni); cobalt (99,60% Co).

Topirea și turnarea s-a făcut sub un vid de $8 \cdot 10^{-4}$ la $1 \cdot 10^{-3}$ mm Hg într-o instalație „Balzares" tip VSG 25.

Cele patru lingouri a 25 kg fiecare, au fost forjate în bare cu secțiunea de 15×15 mm.

Compoziția chimică a oțelurilor elaborate este dată în tabela 3.

Tabela 3

Reper	Compoziție chimică, %						
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Co
9	0,145	0,270	0,020	0,005	0,012	9,12	—
9.4	0,140	0,270	0,010	0,005	0,090	9,12	4,07
0.9	0,315	0,140	0,020	0,006	0,010	9,12	—
0.9.4	0,325	0,130	0,150	0,005	0,090	9,05	4,07

4. Influența cobaltului asupra transformărilor structurale

4.1. *Cobaltul ca element de aliere*

Cobaltul este rar utilizat în stare pură, el se aliază ușor cu cele mai diverse metale: fierul, cromul, nichelul, molibdenul, wolframul etc. În multe cazuri el este foarte necesar unor aliaje cărora le conferă bune proprietăți mecanice la cald, la frig și remarcabile proprietăți magnetice.

Cobaltul există sub două forme alotropice:

— una cu rețea hexagonală compactă, stabilă la temperaturi sub 450 °C și

— alta, cu rețea cubică cu fețe centrate, stabilă la temperaturi mai mari de 450 °C și care se menține pînă la temperatura de fuziune. În anumite condiții (viteza mare de răcire, conținutul în hidrogen, mărimea adecuată a grăuntelui) faza cubică cu fețe centrate poate fi stabilă pînă la temperatura ambiantă.

Caracteristicile atomice asemănătoare ale fierului și cobaltului lasă să se întrevadă că aliind cele două metale nu se pot obține decît fenomene puțin importante.

Diametrul atomic apropiat ($D_{Fe} = 2{,}481$ Å; $D_{Co} = 2{,}501$ Å), aceleași varietăți alotropice, un număr egal de electroni de valență, îndeplinesc condițiile lui Hume-Rothery pentru formarea de soluții solide. În plus de aceasta,

proprietăţile atomice nu sînt favorabile pentru formarea compuşilor intermetalici [7].

Cercetarea diagramei de echilibru fier-cobalt reprodusă în figura 2, arată existenţa unei soluţii solide continui şi absenţa oricărui compus intermetalic. Absenţa oricărei lacune de solubilitate pare să facă imposibilă călirea şi durcizarea structurală.

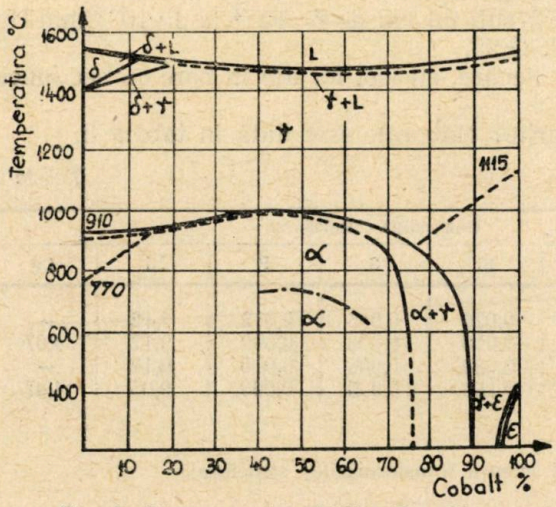


Fig. 2. Diagrama de echilibru Fe—CO.

Cobaltul are un efect alfagen pentru concentraţii de pînă la 40%, după care începe să aibă un apreciabil efect gamagen.

Cobaltul reduce ferita δ din oţeluri, şi la un conţinut de peste 20% faza δ dispare complet.

In sistemul cobalt-carbon, nu s-a observat existenţa unor carburi, cu toate că se pot obţine sintetic carburile Co_2C şi Co_3C.

Se pare că adăugarea cobaltului aliajului fier-carbon, nu va provoca modificări esenţiale.

Adăugarea cobaltului în oţelurile aliate provoacă însă modificări esenţiale şi influenţa sa este diferită în funcţie de elementele de aliere prezente.

In oţelurile aliate cu nichel, cobaltul are o mare influenţă asupra punctelor critice de transformare şi asupra transformărilor structurale, el contribuie la ameliorarea proprietăţilor fizice şi mecanice finale.

4.2. *Influenţa cobaltului asupra curbelor de transformare anizotermă (C.C.T.)*

Curbele de transformare anizotermă (C.C.T.) sînt absolut necesare atît pentru studiile de laborator cît şi pentru tratamentul termic industrial.

Asupra oţelurilor cu 9% Ni şi 4% Co, după cît se cunoaşte, nu există studii despre transformările anizoterme.

Pentru aceste considerente şi pentru a evidenţia mecanismul de acţionare al cobaltului s-au făcut studii dilatometrice detaliate şi s-au trasat curbele C.C.T. pentru cele patru calităţi de oţeluri.

Curbele de transformare anizotermă sînt reproduse în figurile 3, 4, 5 şi 6. *)

*) *Viteza de răcire fiind calculată între 800 şi 500 °C.*

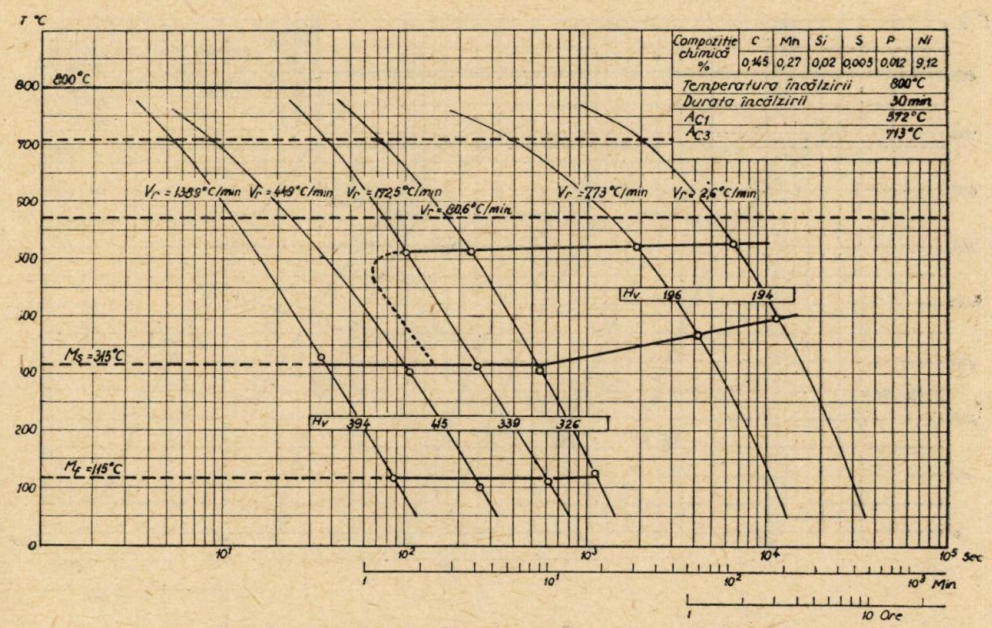


Fig. 3. Oțel 9. — Curbe de transformare anizotermă.

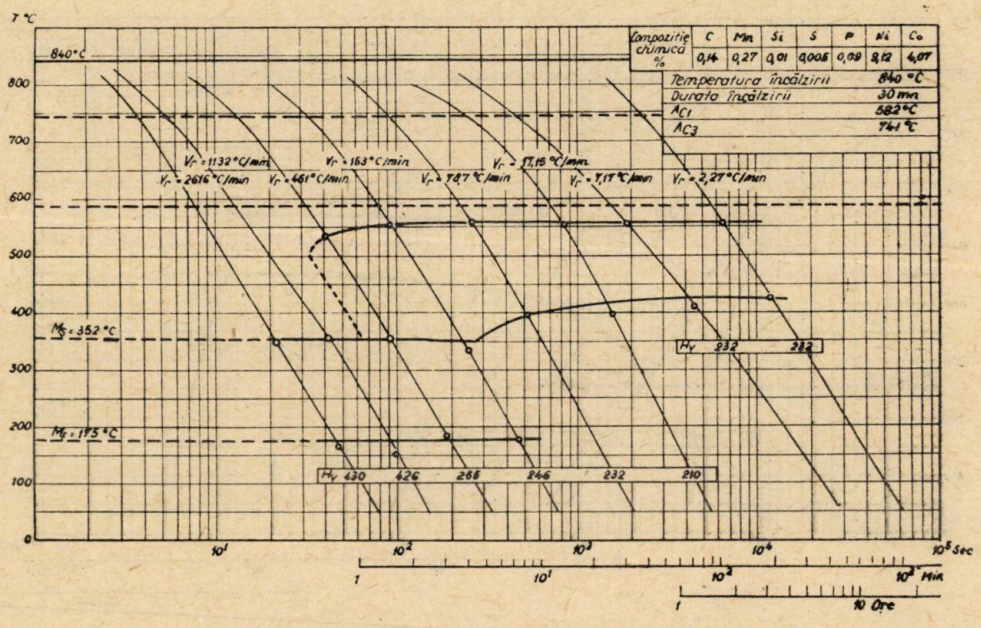


Fig. 4. Oțel 9.4. — Curbe de transformare anizotermă.

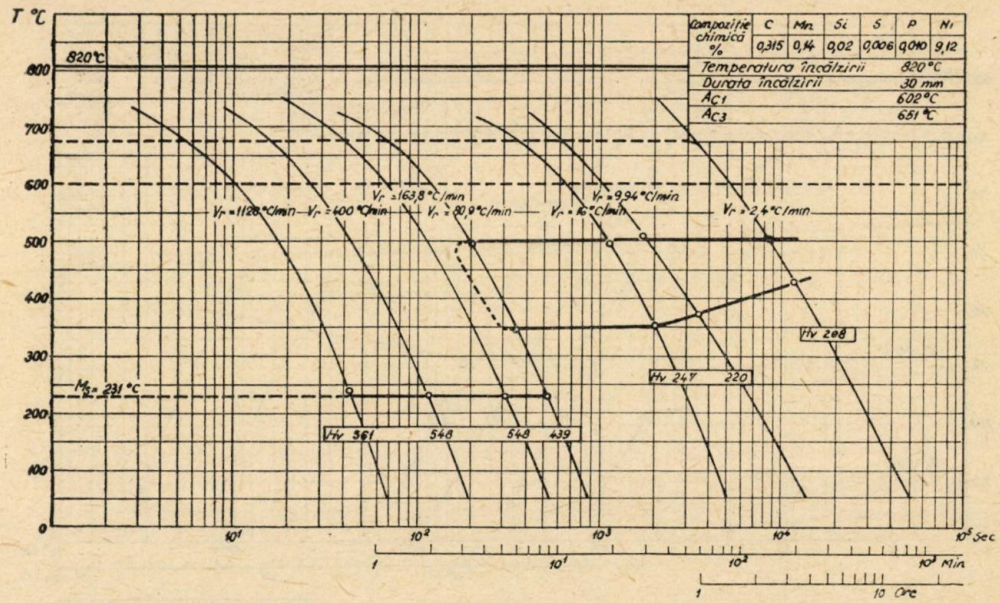


Fig. 5. Oțel 0.9. — Curbe de transformare anizotermă.

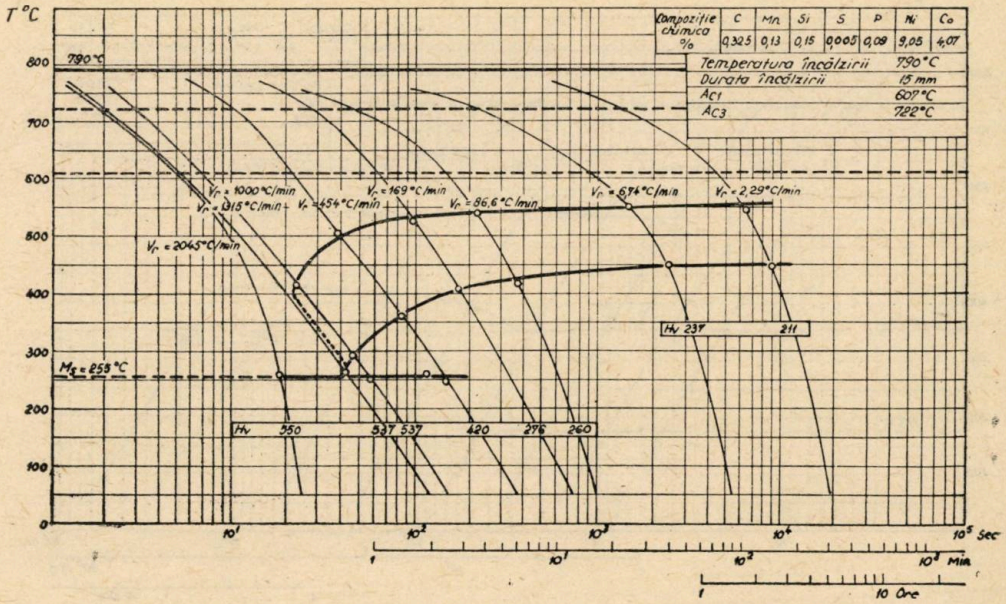


Fig. 6. Oțel 0.9.4. — Curbe de transformare anizotermă.

Curbele de transformare anizotermă ale oțelurilor aliate cu 9% Ni și neavînd cobalt (fig. 3 și 5) confirmă rezultatele cercetătorilor : P. Bastien, M. Kon și colaboratori [2], [6].

Analiza curbelor C.C.T. și examenul metalografic electronic conduc la observațiile următoare :

a) Cazul oțelurilor cu conținut scăzut în carbon (0,14%).

Adăugarea a 4% cobalt influențează temperatura punctelor critice de transformare, călibilitatea și domeniul de apariție a diferiților constituenți structurali.

Temperatura punctelor critice A_{c1} și A_{c3} este ridicată — lărgindu-se domeniul fazei α, deci cobaltul are un *efect alfagen*. Cobaltul face să crească temperatura punctului critic A_{c3} cu 28 °C, iar a punctului critic A_{c1} numai cu 10 °C.

Temperatura începutului (M_s) și sfîrșitului (M_f) transformării martensitice este ridicată cu 25 respectiv 60 °C, fapt ce contribuie la micșorarea cantității de austenită reziduală.

De asemenea temperaturile de început și de sfîrșit ale transformării bainitice sînt ridicate, iar transformarea se produce într-un timp mai scurt. Timpul de incubație pentru transformarea bainitică este de 2,5 ori mai mic la oțelul aliat cu cobalt.

Transformarea perlitică nu este observată nici la viteze mici de răcire (2,5 °C/min).

Călibilitatea este redusă sensibil. Astfel, pentru răcirea în aer diametrul critic scade de la 12 mm pentru oțelul 9, la 2,7 mm pentru oțelul 9.4.

Cobaltul lărgește domeniul de apariție al bainitei granulare. Dimensiunile și numărul zonelor de austenită stabilizată sînt mai mici la oțelurile care conțin cobalt. Cobaltul favorizează mărirea cantității de carburi și dispersiunea acestora (fig. 7 și 8, micrografiile 1 și 2).

Cobaltul face ca la aceeași viteză de răcire (viteză mai mare decît cea critică) să se obțină o transformare martensitică mai completă (fig. 7 și 8, micrografiile 3 și 4).

Cobaltul favorizează apariția unui număr mai mare de zone care seamănă cu o martensită revenită și se presupune că înlesnește autorevenirea.

b) Cazul oțelurilor cu conținut ridicat în carbon (0,30%) (fig. 5 și 6).

Cobaltul face să crească domeniul fazei α, ridicînd temperatura punctului critic A_{c3} cu 69 °C, iar cea a punctului critic A_{c1} nu este sensibil influențată.

Temperatura începutului transformării martensitice (Ms) este ridicată cu 24 °C, favorizînd astfel descompunerea austenitei.

Cobaltul face ca transformarea bainitică să înceapă la temperaturi mai ridicate şi să aibă loc într-un interval mai mare de temperaturi. Timpul de incubaţie este de opt ori mai mic.

Călibilitatea oţelului este mai mică, diametrul critic scade de la 13 mm (oţel 0.9) la 2,7 mm (oţel 0.9.4).

In domeniul transformărilor bainitice (fig. 9 şi 10, micrografiile 1 şi 2) se observă plăgi de ferită de formă poligonală, conţinînd noduli de austenită. Aceştia sînt descompuşi în ferită şi carburi sau în martensită (micrografia 3).

Transformarea bainitică este mult mai dezvoltată.

Precipitaţiile de carburi şi dispersia lor este mai mare, iar zonele de martensită revenită au un caracter mai evident în oţelurile aliate şi cu 4% Co.

Influenţa cobaltului asupra curbelor anizoterme poate fi explicată prin modificarea difuziunii carbonului sau a elementelor de aliere, prin schimbarea energiei necesare de formare a germenilor de ferită sau cementită.

Rolul cobaltului asupra difuziunii carbonului este destul de controversat şi problema rămîne deschisă.

Se pare că ipoteza lui YURKOV şi KRISHTAL este mai veridică. Aceşti autori arată că coeficientul de difuziune al carbonului prezintă un maxim pentru 3% Co şi un minim pentru 1 şi 4% Co. Se presupune că pentru 1 şi 4% Co apar grupuri stabile de atomi de cobalt care frînează difuziunea carbonului.

Rezultatele experimentale cunoscute pînă acum asupra difuziunii elementelor interstiţiale nu sînt suficiente pentru a permite definirea fără echivoc a influenţei cobaltului asupra acestui fenomen.

In plus de cele arătate la studiul diagramei Fe—Co (fig. 2), apare în ferită un fenomen ordine-dezordine, care ar putea explica în oarecare măsură acţiunea cobaltului asupra difuziunii şi nucleaţiei particulelor [8].

Elementele de aliere modifică energia liberă a fazelor, influenţînd astfel curbele C.C.T. Pentru acelaşi mod de răcire, elementul de aliere va modifica viteza descompunerii austenitei. De exemplu la 680 °C, pentru un oţel nealiat diferenţa între energia liberă a austenitei şi amestecul de ferită şi carburi este de 1,04 cal/g; pentru austenita aliată cu mangan diferenţa este de 0,80 cal/g, în timp ce pentru austenita cu cobalt, ea este de 1,30 cal/g. Astfel manganul frînează transformarea şi cobaltul o accelerează [18].

Formarea carburilor foarte fine în oţelurile aliate cu cobalt poate fi atribuită atît difuziunii cît şi nucleaţiei particulelor. E posibil ca coeficientul de difuziune al carbonului să fie mărit de către cobalt, dar nu se cunoaşte încă exact mecanismul de acţionare.

4.3. *Influenţa cobaltului asupra revenirii*

Autorii lucrărilor [13], [4], [3], [6] semnalează că revenirea consecutivă favorizează formarea austenitei în oţelurile cu 9% Ni, chiar la temperaturi inferioare punctului de transformare convenţional A_{C1}.

Temperatura de revenire de 560 ... 580 °C a oțelurilor aliate cu 9% Ni, favorizează mărirea cantității de austenită.

Revenirea la 550 °C, timp de 2 h, permite să se obțină cele mai bune rezultate — austenita reziduală în aceste condiții nu depășește 15% [13], [3], [6].

Adăugarea cobaltului în oțelurile cu 9% Ni conduce la modificarea temperaturii punctelor critice de transformare și la creșterea vitezei critice de călire.

Prin analogie cu oțelurile rapide se poate presupune că viteza revenirii și viteza de creștere a carburilor este modificată datorită cobaltului.

Rolul cobaltului asupra transformărilor structurale în timpul revenirii este evidențiat prin cercetarea metalografică optică și electronică a unor probe care au fost călite în domeniul martensitic (vezi fig. 3 la 6) și apoi revenite la temperaturi ridicate.

Regimul de tratament termic al probelor este arătat în tabela 4.

Tabela 4

Reper	Călire			Călire la temperaturi negative		Revenire		
	T °C	τ_{men} min	$V_{răc.}$ °C/min	T °C	τ_{men} h	T °C	τ_{men} h	Răcire
9	800	30	2 600	—	—	550	2	
9.4	840	30	3 300	—	—	500	2	
0.9	820	30	2 800	—	—	559	2	aer
0.9.4	790	15	3 400	—	—	500	2	
0.9.4	790	15	3 400	—84	2	500	2	

În cursul revenirii, martensita se descompune în ferită și carburi care precipită de obicei la limitele foștilor grăunți de austenită (fig. 11 și fig. 12).

Cantitatea de carburi și dispersia lor este mai mare la oțelurile care sînt aliate și cu cobalt. Dacă se aplică acestor oțeluri o răcire la —84 °C, timp de 2 ore, se favorizează precipitarea carburilor fine.

Ridicarea temperaturii de revenire peste 500 °C la oțelurile aliate și cu 4% Co (9.4 și 0.9.4) provoacă coalescența carburilor la limitele foștilor grăunți de austenită.

Regimul de revenire aplicat (tab. 4) favorizează descompunerea austenitei reziduale la oțelurile fără cobalt, iar la cele cu cobalt se pare că nu are o influență apreciabilă (fig. 11 și 12).

Adăugarea cobaltului oțelurilor cu 9% Ni provoacă :

a) precipitarea carburilor foarte fine, lamelare, stabile pînă la temperaturi ridicate, acționînd asupra difuziunii carbonului ;

b) stabilizarea în timpul revenirii, cauzată de întîrzierea descompunerii martensitei şi în mică măsură de ferita aliată cu cobalt;

c) întîrzierea descompunerii austenitei reziduale care poate fi datorită diminuării numărului de germeni ca urmare a unei cantităţi mai mari de martensită tetragonală prezentă în structură după călire;

d) ridicarea temperaturii de recristalizare (peste 550 °C), cauzată probabil de faptul că cobaltul deplasează temperatura celui de-al treilea stadiu de transformare în timpul revenirii;

e) coalescenţă carburilor la temperaturi de revenire peste 550 °C, care poate fi de asemenea influenţată de acţiunea cobaltului asupra fenomenului de difuziune al carbonului.

5. Proprietăţile mecanice

În încercările făcute s-a urmărit influenţa adaosului de cobalt asupra rezilienţei şi caracteristicilor mecanice (rezistenţa la rupere, limita elastică, alungirea, gîtuirea) atît la temperaturi ridicate (350 °C) cît mai ales la temperaturi scăzute (—195 °C).

Epruvetele de rezilienţă şi tracţiune au suferit acelaşi tratament termic, care a fost utilizat pentru probele metalografice (tab. 4). În plus, dată fiind neuniformitatea răcirii barelor forjate, s-a aplicat înainte de prelucrarea mecanică o normalizare (900 °C/2 h/aer).

5.1. *Încercări de rezilienţă*

Încercările de rezilienţă s-au făcut pe epruvete CHARPY V, avînd dimensiunile de 10×10×50 mm. S-a urmărit variaţia rezilienţei la diferite temperaturi în intervalul de 100 şi —195 °C şi s-au trasat curbele de tranziţie, luînd în considerare valorile medii de încercare a cel puţin două epruvete (fig. 13).

Curbele de variaţie a rezilienţei sînt calitativ comparabile.

Oţelurile aliate cu 4% cobalt au o fragilitate mai mare decît cele cu 9% nichel.

Diminuarea rezilienţei la temperaturi scăzute este mai accentuată la oţelurile cu cobalt şi cu conţinut scăzut în carbon (0,14%).

O călire la temperaturi sub zero grade a oţelurilor cu cobalt şi cu conţinut ridicat în carbon (0,30%) contribuie la diminuarea rezilienţei.

Încercările de rezilienţă şi studiul structurii epruvetelor nu furnizează încă date suficiente pentru a stabili mecanismul de acţionare a cobaltului şi permit doar cîteva observaţii:

1) Cobaltul întîrziind descompunerea austenitei reziduale, favorizează ca la temperaturile de încercare să se transforme o cantitate mai mare în martensită, fapt care ar explica scăderea rezilienței.

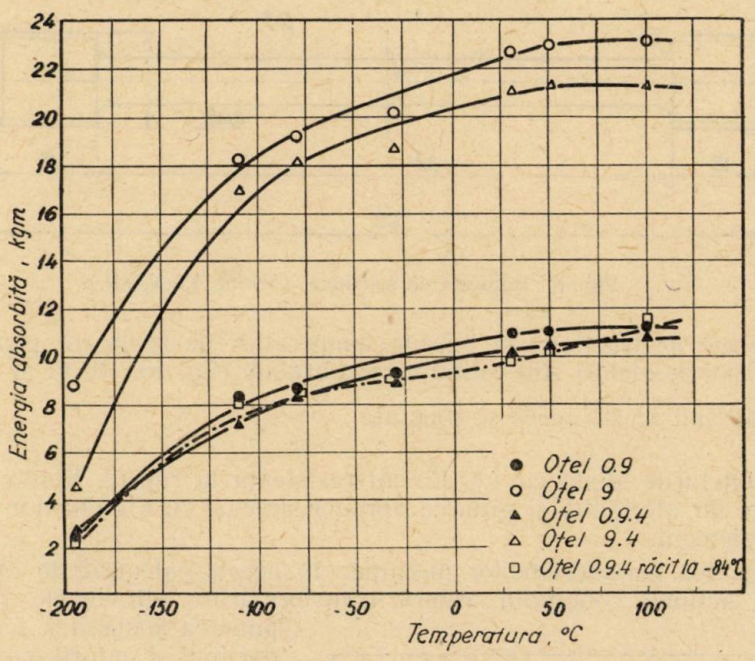


Fig. 13. Variația rezilienței în funcție de temperatura încercării.

2) Cobaltul influențînd fenomenul de precipitare a carburilor în timpul revenirii și poate chiar natura lor, este posibil ca forma, repartiția și natura carburilor să contribuie la diminuarea rezilienței la temperaturi joase.

5.2. *Încercări de tracțiune*

5.2.1. Curbe de tracțiune și rezultate

S-au confecționat din fiecare calitate de oțel epruvete de tracțiune (norme AFNOR) care au forma și dimensiunile din figura 14.

Epruvetele au fost supuse înainte de prelucrarea mecanică unei normalizări (900/2h/aer) și apoi după degroșare li s-a aplicat un tratament termic după regimul arătat în tabela 4.

Încercările s-au făcut pe o mașină tip MG 3 (sistem P. CHEVENARD) ale cărei caracteristici sînt: forța de tracțiune 2 500 kgf; viteza de tracțiune 2,1 mm/min.

Maşina de tracţiune a fost echipată cu o instalaţie de încălzire cu program şi cu un dispozitiv de răcire permiţînd astfel încercări într-un interval de temperaturi (350 la —195 °C).

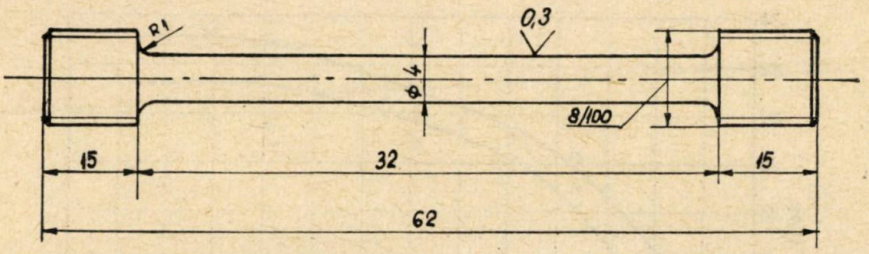


Fig. 14. Epruvetă de tracţiune. (Norme A.F.N.O.R.).

Curbele de tracţiune la diferite temperaturi de încercare pentru cele patru calităţi de oţeluri sînt calitativ comparabile (fig. 15, 16, 17 şi 18).

Analizînd aceste curbe se constată :

a) Oţelurile aliate cu 4% Co au rezistenţa la rupere, limita elastică mai mare, iar alungirea şi gîtuirea aproape aceeaşi cu a oţelurilor nealiate cu acest element.

Ridicarea caracteristicilor mecanice la aceste categorii de oţeluri se datoreşte acţiunii cobaltului asupra transformărilor structurale (descompunerea austenitei, formei, repartiţiei şi naturii carburilor.)

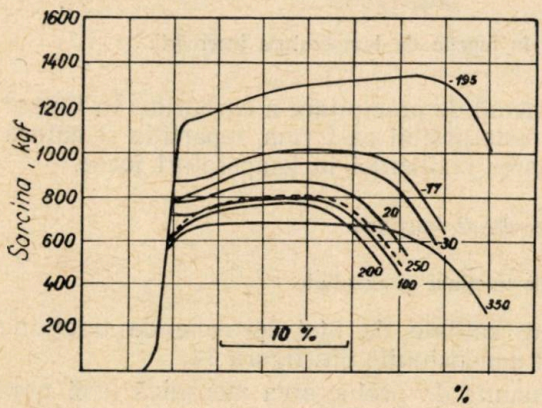


Fig. 15. Oţel 9. — Încercări de tracţiune.

b) Prin aplicarea unor tratamente termice adecuate (călire la temperaturi sub zero grade), se pot mări caracteristicile mecanice ale oţelurilor aliate şi cu cobalt.

c) Palierul de curgere la temperatura de 20 °C este mai net în cazul oţelurilor cu conţinut scăzut în carbon ; iar la temperatura de —195 °C este mai bine marcat dacă oţelurile conţin şi cobalt.

d) Toate oţelurile nu prezintă palier la temperaturi mai mari de 100 °C.

Rezultatele încercărilor (minim 3 epruvete pentru fiecare încercare), pentru toate oţelurile sînt reproduse în tabelele 5 şi 6.

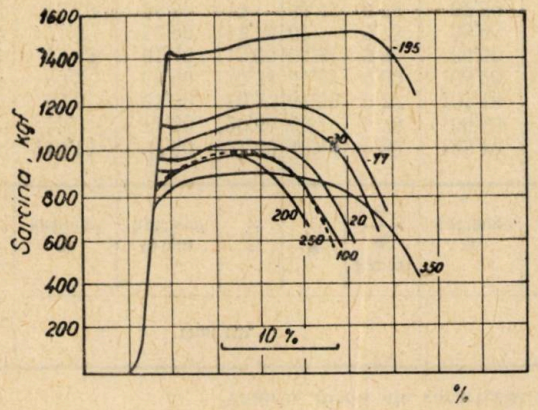


Fig. 16. Oțel 9.4. — Incercări de tracțiune.

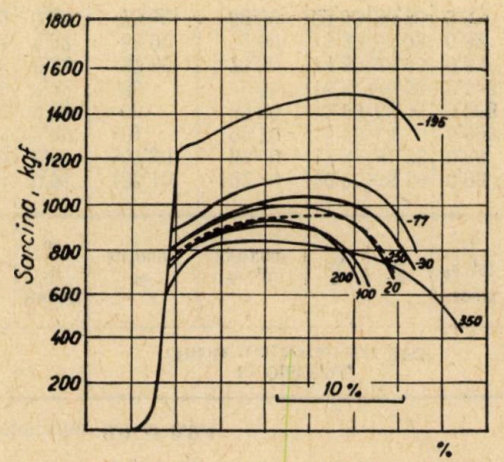
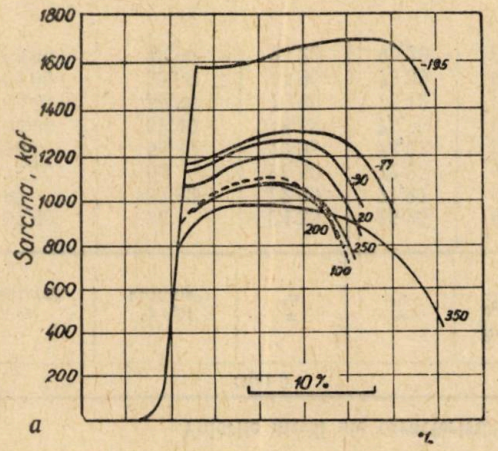


Fig. 17. Oțel 0.9. — Incercări de tracțiune.



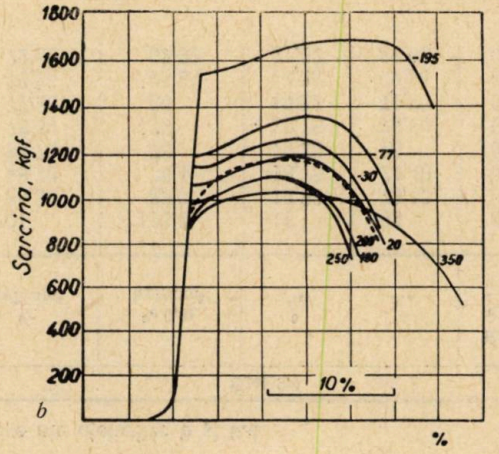


Fig. 18. Oțel 0.9.4. — Incercări de tracțiune.

Tabela 5

Valorile medii ale caracteristicilor mecanice ale oţelurilor 9 şi 9.4

Temperatura de încercare °C	Oţel 9					Oţel 9.4				
	σ_r kgf/mm²	$\sigma_{e\,0,01}$ kgf/mm²	ε %	ψ %	Raport $\frac{\sigma_{e\,0,01}}{\sigma_r}$	σ_r kgf/mm²	$\sigma_{e\,0,01}$ kgf/mm²	ε %	ψ %	Raport $\frac{\sigma_{e\,0,01}}{\sigma_r}$
−195	107,40	90	24,50	65,25	0,83	121	113,3	16	64	0,993
−77	82	67,50	22,60	71,27	0,82	95,30	89,6	19,90	73,12	0,94
−30	75,20	63	21,50	72,25	0,80	88,70	79,4	18,75	74,40	0,89
20	70	60,80	19,95	73,27	0,868	83,70	78	19,25	75	0,93
100	63,60	56,40	18,38	75,95	0,88	78,80	73	15,75	73,80	0,92
200	63,65	50,80	16,90	75,12	0,70	77,80	66	19,22	71,70	0,84
250	64,90	52,50	17,96	73,90	0,81	79,25	68,25	15,25	72,50	0,86
350	58,50	48,20	25,23	82,20	0,82	72,60	62,90	21,62	81,92	0,86

Tabela 6

Valorile medii ale caracteristicilor mecanice ale oţelurilor 0.9 şi 0.9.4

Temperatura de încercare °C	Oţel 0.9.					a) Oţel 0.9.4.					b) Oţel 0.9.4. călit la temperaturi sub 0 °C				
	σ_r kgf/mm²	$\sigma_{e\,0,01}$ kgf/mm²	ε %	ψ %	Raport $\frac{\sigma_e}{\sigma_r}$	σ_r kgf/mm²	$\sigma_{e\,0,01}$ kgf/mm²	ε %	ψ %	Raport $\frac{\sigma_e}{\sigma_r}$	σ_r kgf/mm²	$\sigma_{e\,0,01}$ kgf/mm²	ε %	ψ %	Raport $\frac{\sigma_{e\,0,01}}{\sigma_r}$
−165	119,15	97,50	21,40	49,60	0,80	135,10	124,10	20,72	55,41	0,91	135,10	122,40	20,20	55,10	0,90
−77	93,3	71,50	20,60	60	0,76	106,60	95,20	18,50	63,32	0,89	107,50	95,60	17,35	61,78	0,88
−30	85,8	65,90	20,20	62,66	0,76	101,10	90,30	16,90	61,23	0,89	101	90,70	16,60	64	0,898
20	80,2	64,90	19,74	64,57	0,80	95,20	86	15,94	63,60	0,90	95	86,30	15,90	65,45	0,908
100	73,82	61,40	16,96	65,81	0,80	86,60	76,30	15,50	66,70	0,88	89	79,50	14,57	66,62	0,893
200	71,60	52,90	17,78	67	0,73	88,60	73,70	14,27	62,68	0,83	87,80	73,50	14,59	66,93	0,83
250	75,10	58,60	19	65,40	0,78	87,80	72,10	15,32	68,12	0,82	88,90	72,90	15,89	66,08	0,82
350	66,40	53,40	25,68	78,58	0,80	78,30	66,60	22,30	81,92	0,85	78,30	66,60	22,63	80,80	0,85

5.2.2. Variația proprietăților mecanice în funcție de temperatura de încercare

După valorile din tabelele 5 și 6 s-au trasat curbele de variație ale caracteristicilor mecanice pentru diferite temperaturi de încercare (fig. 19, 20)

Curbele de variație ale proprietăților mecanice sînt calitativ comparabile și din analiza lor se constată :

a) *Cazul oțelurilor cu conținut redus de carbon*

Adăugarea a 4% Co oțelurilor cu 9% Ni provoacă ridicarea rezistenței la rupere și a limitei elastice cu aproximativ 15 la 25% în domeniul temperaturilor de încercare de la 20 la —195 °C și cu cca 20 la 30% pentru temperaturi mai mari de 20 °C.

Alungirea și gîtuirea materialului practic nu este influențată de alierea cu cobalt.

Rezistența la rupere, limita elastică scad, pe măsură ce crește temperatura de încercare. În zona temperaturilor de la 100 la 250 °C se remarcă o creștere a acestora, care este mult mai pronunțată la oțelurile aliate cu cobalt.

b) *Cazul oțelurilor cu conținut ridicat de carbon*

Și la aceste oțeluri cobaltul are aceeași influență asupra caracteristicilor mecanice ; la diferite temperaturi de încercare provoacă creșterea lor. Acțiunea cobaltului asupra alungirii și gîtuirii este ceva mai pronunțată decît în cazul oțelurilor cu conținut scăzut.

Cobaltul face să crească rezistența la rupere a oțelurilor cu 9% Ni, cu 13 la 16% în domeniul temperaturilor de la 20 la —195 °C și cu 17 la 18% pentru temperaturi mai mari de 20 °C. Creșterea limitei elastice este și mai accentuată ; crește cu cca 26% pentru temperaturile cuprinse între 20 și —195 °C și cu cca 30% pentru cele care depășesc 20 °C.

Călirea la temperaturi sub 0 °C a oțelului aliat și cu 4% Co, favorizează creșterea proprietăților mecanice.

Acțiunea favorabilă a cobaltului asupra proprietăților mecanice pare a fi datorată prezenței sale în soluția solidă — în ferită — și a influenței asupra formei repartiției și eventual naturii carburilor.

Proprietățile mecanice bune la temperaturi scăzute sînt proprii matricei feritice a oțelurilor. Dizolvarea carburilor din insulele de austenită reziduală sau mai bine precipitarea lor sub o formă adecuată pornind de la insule de martensită se pare că este favorabilă acțiunii matricei feritice.

Din unele încercări efectuate se pare că precipitarea carburilor fine pornind de la o structură martensitică favorizează îmbunătățirea caracteristicilor mecanice (oțelul care a fost călit și la temperaturi sub 0 °C are proprietăți mecanice mai bune).

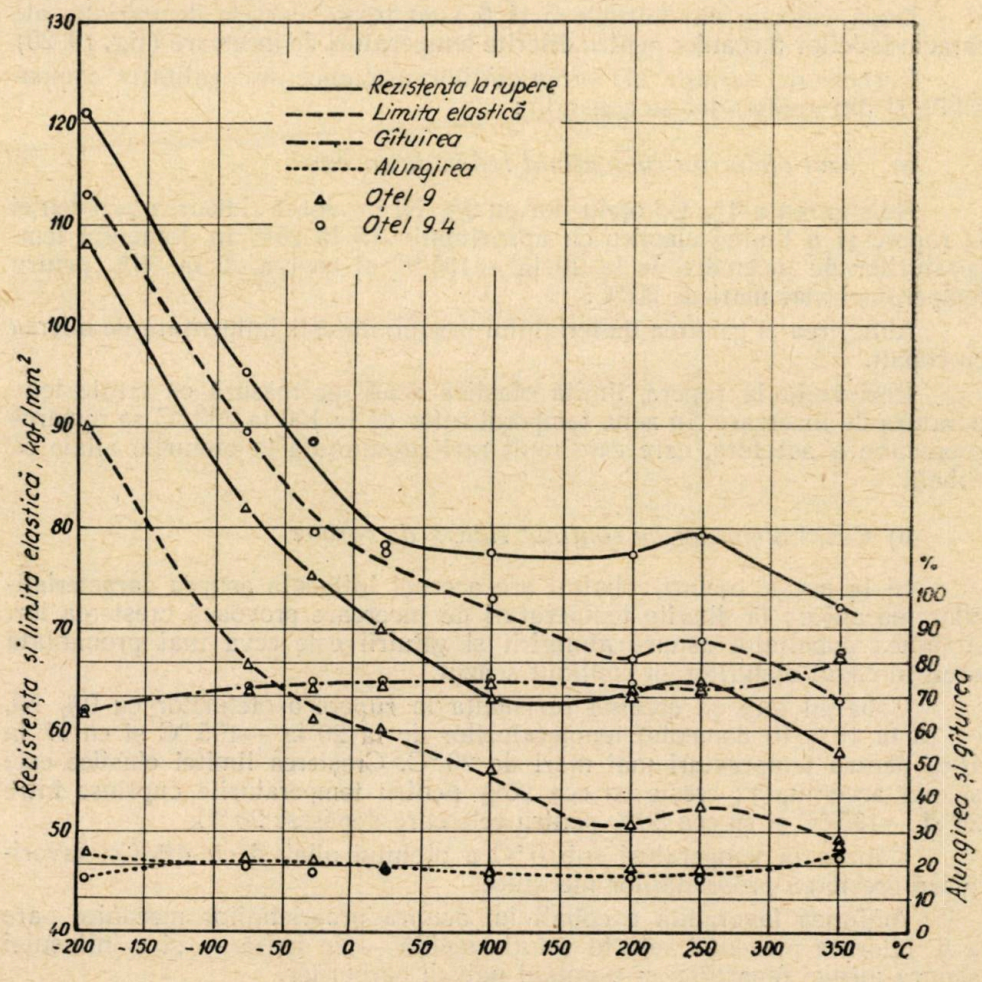


Fig. 19. Oțeluri 9 și 9.4. — Variația proprietăților mecanice în funcție de temperatura încercării.

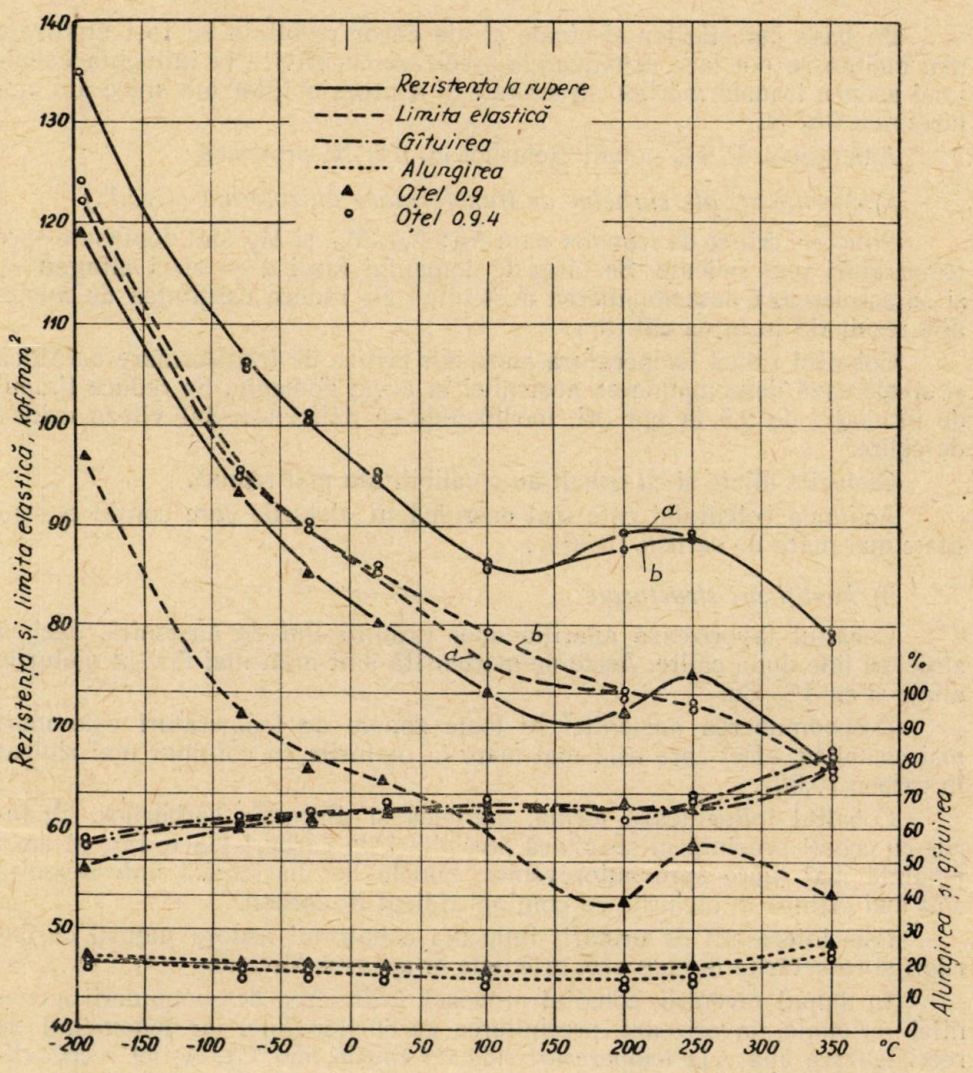


Fig. 20. Oțeluri 0.9 și 0.9.4. — Variația proprietăților mecanice în funcție de temperatura încercării.

CONCLUZII

Pe baza cercetărilor efectuate şi ale căror rezultate au fost analizate mai înainte se pot face următoarele precizări cu privire la influenţa cobaltului asupra transformărilor structurale şi a proprietăţilor mecanice ale oţelurilor cu 9% Ni.

Adăugarea de 4% cobalt oţelurilor cu 9% Ni provoacă :

a) *Modificări ale curbelor de transformare anizotermă (C.C.T.)*

Punctele critice de transformare A_{c1}; A_{c3}; M_s şi M_f sînt deplasate spre temperaturi mai ridicate. Se lărgeşte domeniul fazei α — efect alfagen — şi se accelerează descompunerea austenitei. Se reduce cantitatea de austenită reziduală în urma călirilor.

Cobaltul ridică temperatura punctelor critice de transformare bainitică şi accelerează descompunerea austenitei în acest domeniu. Se reduce timpul de incubaţie de 2,5 la opt ori, modificîndu-se astfel sensibil viteza critică de călire.

Oţelurile aliate şi cu cobalt au o călibilitate mai redusă.

Acţiunea cobaltului este mai energică în oţelurile care conţin o cantitate mai mare de carbon (0,30%).

b) *Modificări structurale*

Cobaltul favorizează apariţia unor grăunţi fini de austenită, deci şi structuri fine după călire. Acele de martensită sînt mult mai fine în oţelurile aliate şi cu 4% Co.

Descompunerea austenitei în toate zonele de temperaturi este mult mai completă, efect care este mai mare la oţelurile cu conţinut mai ridicat în carbon (0,30).

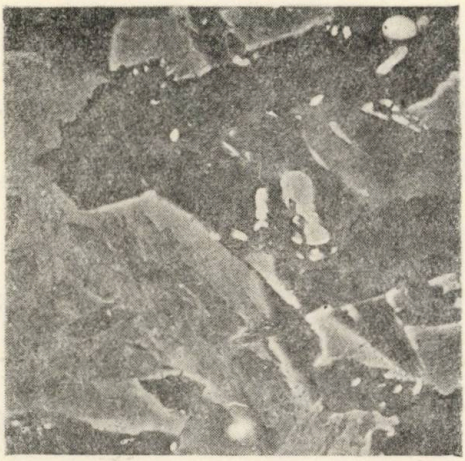
Cobaltul influenţează forma, mărimea şi dispersia carburilor. Oţelurile cu cobalt prezintă în structură precipitări de carburi foarte fine şi au o tendinţă mai mare spre autorevenire. Zonele de martensită auto-revenită sînt mai extinse în oţelurile cu conţinut ridicat în carbon.

Este interesant de urmărit influenţa cobaltului asupra naturii carburilor, şi cercetările în curs sînt orientate în această direcţie.

In timpul revenirii, cobaltul provoacă întîrzierea descompunerii austenitei reziduale, favorizează precipitarea carburilor fine, iar fenomenul de recristalizare apare la temperaturi ridicate (peste 550 °C). Astfel recristalizarea oţelurilor cu 9% Ni este deplasată la temperaturi mai înalte (de la 400 °C trece la 550 °C).

c) *Modificări ale proprietăţilor mecanice*

Adăugarea a 4% Co oţelurilor cu 9% Ni face să crească rezistenţa la rupere cu 15 pînă la 20%, limita elastică cu 25 pînă la 30%, efect care este mai puternic marcat la oţelurile cu conţinut scăzut în carbon (0,14%).



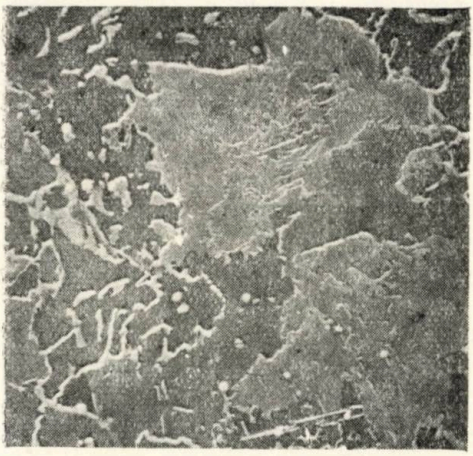
1 ×3 000
Viteză de răcire 7,73 °C/min.

2 ×3 000
Viteză de răcire 80,6 °C/min.

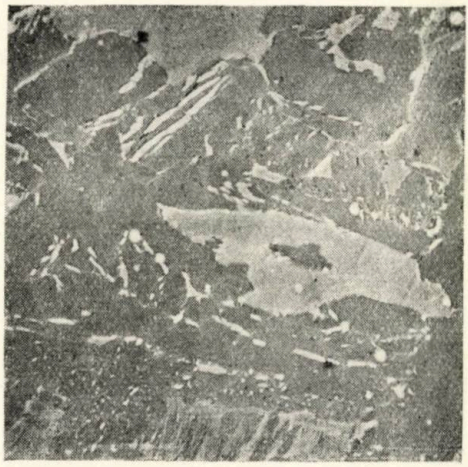
3 ×3 000
Viteză de răcire 449 °C/min.

4 ×3 000
Viteză de răcire 1 389 °C/min.

Fig. 7. Oțel 9. — Structuri după răcire la diferite viteze.
Replică : Formvar ; Umbrire : germaniu.



1 ×3 000
Viteză de răcire 7,17 °C/min.

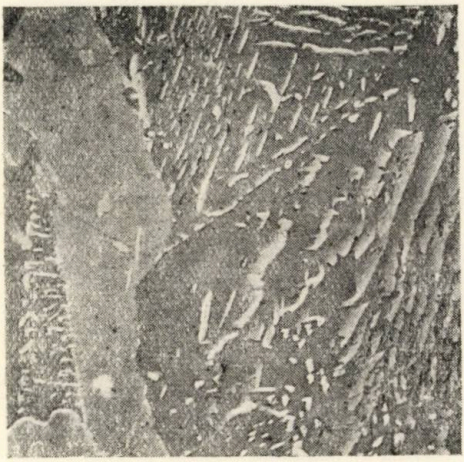


2 ×3 000
Viteză de răcire 78,7 °C/min.

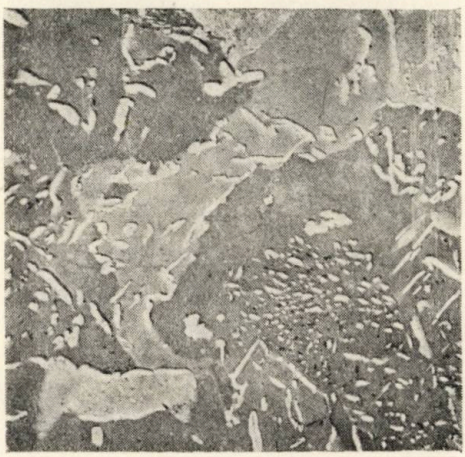
3 ×3 000
Viteză de răcire 461 °C/min.

4 ×3 000
Viteză de răcire 1 132 °C/min.

Fig. 8. Oțel 9.4 — Structuri după răcire la diferite viteze.
Replică : Formvar ; Umbrire : germaniu.



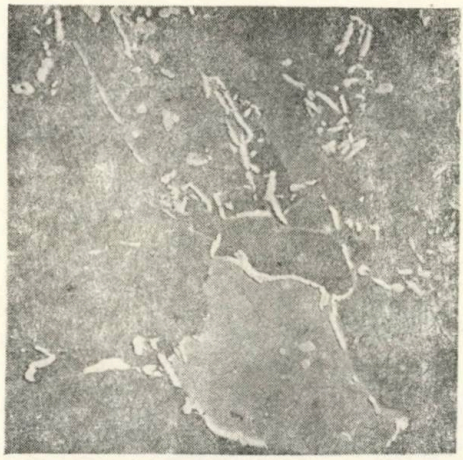
1 ×3 000
Viteză de răcire 2,4 °C/min.



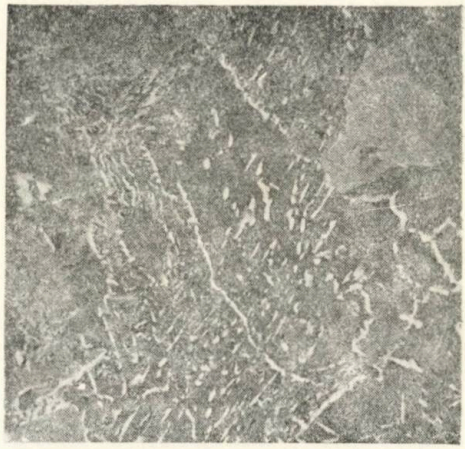
2 ×3 000
Viteză de răcire 16 °C/min.

3 ×3 000
Viteză de răcire 90,8 °C/min.

Fig. 9. Oțel 0.9. — Structuri după răcire la diferite viteze.
Replică : Formvar ; Umbrire : germaniu.



1 ×3 000
Viteză de răcire 2,29 °C/min.



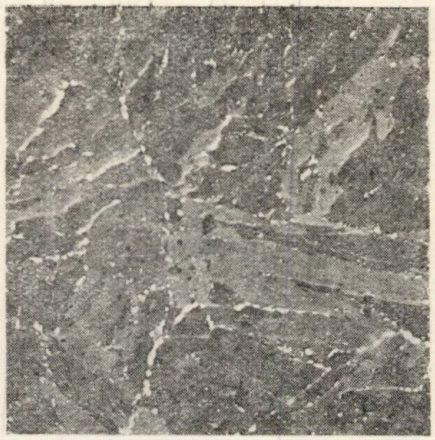
2 ×3 000
Viteză de răcire 86,6 °C/min.

3 ×3 000
Viteză de răcire 425 °C/min.

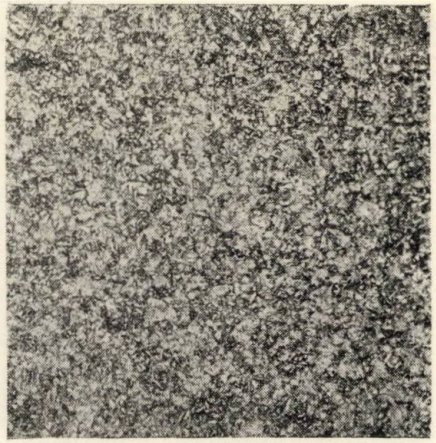
Fig. 10. Oțel 0.9.4. — Structuri după răcire la diferite viteze.
Replică : Formvar ; Umbrire : germaniu.

1 ×500

Oțel 9

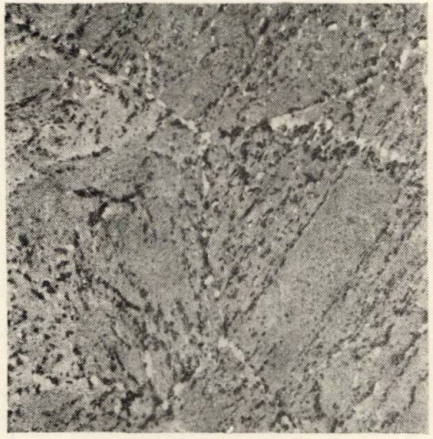


3 ×100



5 ×100

Oțel 9.4.



2 ×3 000

Călire : 800 °C/30 min./ulei.
Revenire : 550 °C/2 h/aer.

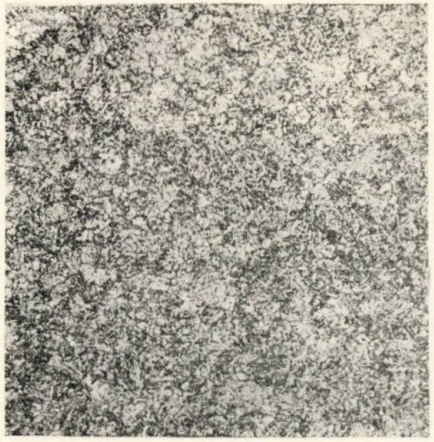
4 ×3 000

Călire : 840 °C/30 min./ulei.
Revenire : 500 °C/2 h/aer.

3 ×3 000

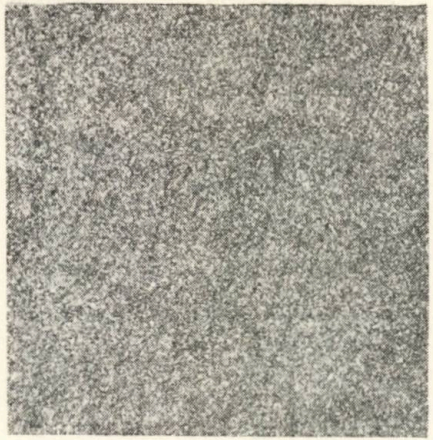
Călire : 840 °C/30 min./ulei+călire
la — 84 °C/2 h.
Revenire : 500 °C/2 h/aer.

Fig. 11. Oțeluri 9 și 9.4. — Structuri după călire și revenire.



1 ×100

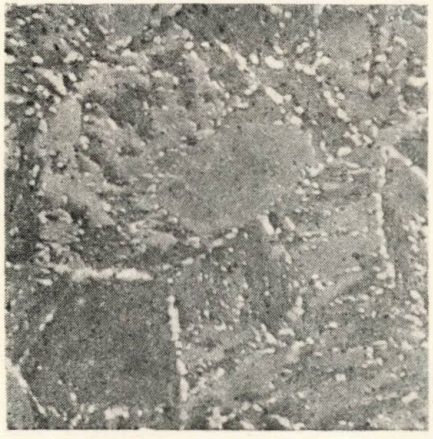
Oțel 0.9.



3 ×100

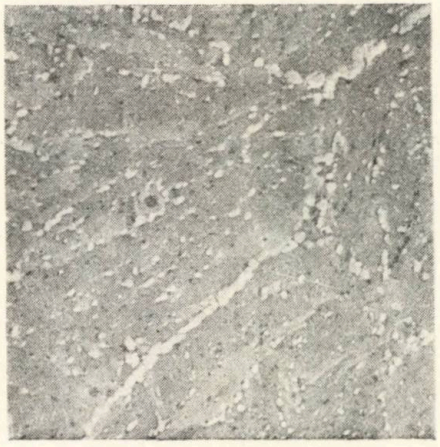
5 ×100

Oțel 0.9.4.



2 ×3 000

Călire : 820 °C/30 min./ulei.
Revenire : 550 °C/2 h/apă



4 ×3 000

Călire : 790 °C/15 min./ulei.
Revenire : 500 °C/2 h/aer

6 ×3 000

Călire : 790 °C/15 min./ulei+călire
Revenire : 500 °C/2 h/aer
la — 84 °C/2 h.

Fig. 12. Oțeluri 0.9 și 0.9.4. — Structuri după călire și revenire.

Alungirea și gîtuirea materialului este foarte puțin influențată de prezența cobaltului.

Oțelurile aliate și cu cobalt păstrează o bună reziliență la temperaturi scăzute (—195 °C). Adăugarea cobaltului diminuează cu 6 pînă la 8% reziliența oțelurilor cu 9% Ni, în domeniul temperaturilor de la 100 la —110 °C și cu 44% la temperaturi foarte scăzute (—195 °C).

Reziliența oțelurilor cu conținut ridicat în carbon este foarte puțin influențată.

Influența favorabilă a cobaltului asupra transformărilor structurale ale proprietăților mecanice, poate fi atribuită acționării sale asupra fenomenului de difuziune a carbonului, a modificării energiei libere a fazelor și mai ales a prezenței sale în soluția solidă : ferita.

Oțelurile aliate cu 9% Ni și 4% Co avînd o bună comportare în domeniul temperaturilor scăzute (—200 °C), merită a forma obiectul unor studii metodice.

BIBLIOGRAFIE

1. G. Zenner, (1961), *Metal Progres,* oct., 110—115.
2. P. Bastien, (1961), L'acier à 9% de nickel pour le stockage et le transport du gaz naturel liquéfié. *Revue de la Soudure, 1,* 1—16.
3. C. Roques, I. Dollet, (1963), Propriétés Métallurgiques et leurs incidences sur la soudabilité. *Revue de Métallurgie,* Janvier, 60—75.
4. I. Pitand, (1963), Quelques progrès efectués au cours de ces derniers années dans la métallurgie des aciers au nickel. *Revue de Métallurgie,* Juin, 545—556.
5. T. N. Armstrong, G. R. Brophy, (1947), *Some properties of 8,5% Ni Steel,* october, American Society of Mechanical Engineers held at Houston, Texas.
6. M. Kron, A. Constan ș.a. (1961), Contribution a l'étude du mode d'action du nickel (jusqu'à 9%)sur les propriétés mécaniques des aciers a basse température. *Mémoires Scientifiques Revue Métallurgie, 58, 12,* 901—914.
7. D. Contsouradis, L. Habraken. (1961), Quleques possibilités d'application du cobalt dans les aciers, *Revue S.R.B.I., 3.*
8. L. Habraken, D. Coutsouradis, (1965), Essai de synthése sur le rôle du cobalt dans les alliages a haut résistance. *Revue Cobalt, 26,* Mars.
9. I. Perlmuter, V. de Pierre, *Steel For Solid* — Propellant Rocket Motor Cases, 302—312.
10. S. I. Matas, I. S. Pascover, I. Munger, (1963), The Relationship between Structure and Strength and Toughness of HP 9 Ni — 4 Co — C, Cleveland, Ohio, oct.
11. S. Matas, (1964), Influence of Impurities and Related Effect on Strength an Toughness of High-Strength-Steel Metals Engincering Quarterly, May, **4,** *2,* 48—57.
12. * * * Posibilité d'emploi de l'acier a 9% de nickel pour la realisation de reservoirs soudées destinés au stockage et au transport des gaz liquéfiés. Revue du Nickel mai—juin (1961), 72—79.
13. P. Legendre, X. Wache, (1964), Recherches expérimentales sur la formation d'austenite dans les aciers, alliées en nickel. *Mémoires Scientifiques, Rev. Métallurgie,* **59,** *1.*

14. * * * (1963) Brevet Luxembourgeois no. 42983, Republic Steel Corporation.
15. I. M. Gerken, Development of Welding Procedures for Joining 9 Ni — 4 Co — 0,20 C Steel Session V. Altenate Motor Case Materials.
16. I. S. Pascover, S. I. Matas, Properties of HP 9—4—x, Alloy Steels Republic Steel Corporation.
17. G. D. Ries, S. W. Poole, Welding of 9 Ni — 4 Co, Alloy Steels Republic Steel Corporation.
18. V. D. Sadovski, K. A. Maslev, B. G. Sazonov, (1954), *Transformări în oțeluri în timpul încălzirii*, Metallurghizdat.

Manuscris primit în redacție la 19 decembrie 1965

TRANSFORMĂRI MICROSTRUCTURALE LA REVENIREA OȚELURILOR REFRACTARE CU 12% CROM, COMPLEX ALIATE

ȘTEFANIA BAICU, HILDA HUBER

Institutul de cercetări metalurgice, București

Lucrarea cuprinde rezultatele cercetărilor efectuate privind transformările microstructurale care au loc în timpul revenirii oțelului refractar pe bază de 12% Cr, cu adaose de elemente stabilizante (Mo, V și Nb), în intervalul de temperatură de la 200 la 750 °C.

Pe baza observațiilor făcute la microscopul electronic privind natura, forma, mărimea și distribuția fazelor de precipitare în diferite etape ale procesului de revenire, se stabilesc condițiile optime de revenire, confirmate și de rezultatele încercărilor la fluaj.

Oțelurile refractare cu 12% Cr, complex aliate, au devenit în ultimul timp pe scară mondială materialele cele mai utilizate pentru fabricarea paletelor și discurilor pentru turbinele cu abur sau gaze, care lucrează pînă la 600 °C.

Orientarea generală spre această clasă de oțeluri a fost determinată de ansamblul de proprietăți fizico-mecanice, tehnologice și de coroziune foarte bune ale oțelurilor cu 12% Cr, cu conținut redus de carbon, și care, prin aliere suplimentară, puteau fi extinse pînă în domeniul temperaturilor de 550—600 °C.

Prin cercetări ample, efectuate în mai multe țări și reflectate de numeroasele lucrări publicate cu această temă, s-au propus o serie de mărci de oțeluri refractare cu 12% Cr, mai economice și cu proprietăți îmbunătățite față de cele ale oțelurilor austenitice utilizate pînă atunci [1]—[4]. Urmărind prin studii sistematice influența elementelor de aliere asupra structurii și proprietăților acestor oțeluri [1], [3], s-a ajuns la concluzia că numai alierea complexă (cu Mo, V, Nb sau W) asigură obținerea unor proprietăți de refractaritate superioare.

Aceste elemente de aliere puternic generatoare de carburi au un efect dublu : stabilizează structura la temperaturile ridicate de utilizare a oțelului,

prin creșterea stabilității la revenire, și formează la revenire faze de precipitare cu un grad mare de finețe și dispersie, realizînd astfel o durificare secundară a structurii. Fazele de precipitare, pentru o mărime critică a particulelor, plasîndu-se la limitele grăunților și pe planele de alunecare frînează desfășurarea proceselor de deformare lentă prin fluaj la temperatură ridicată.

Prezența elementelor de aliere cu efect alfagen, precum și conținutul redus de carbon al oțelurilor din această clasă, determină necesitatea corectării compoziției lor chimice cu un adaos corespunzător de elemente cu efect gamagen, (Ni—N) în vederea evitării apariției feritei libere (delta) în structură, aceasta devenind neomogenă.

La I.C.E.M. [5] s-a studiat și realizat un astfel de oțel refractar cu 12% Cr, complex aliat cu Mo, V, Nb, N și Ni, ale cărui proprietăți mecanice la cald se situează la valorile superioare indicate de literatură pentru oțeluri similare. Obținerea acestor proprietăți fiind strîns legată de microstructura finală a oțelului, s-a acordat o atenție deosebită alegerii corecte a parametrilor optimi de tratament termic.

În lucrarea de față se vor arăta cercetările microstructurale efectuate în vederea stabilirii temperaturii optime de revenire, verificată atît prin aspectul microstructurii, adică cantitatea, mărimea, distribuția și natura fazelor de precipitare obținute, cît și prin caracteristicile mecanice statice de scurtă durată (σ_r, σ_c) și de lungă durată — fluaj — la cald.

Studiul transformărilor microstructurale ale acestui oțel, în cursul revenirii în domeniul de temperaturi de la 200 la 750 °C, a fost efectuat la microscopul optic și electronic, iar analiza naturii fazelor de precipitare secundară — izolate electrochimic sau în replica de extracție — roentgenostructural și prin difracție electronică.

Microstructura oțelului

Oțelul refractar, după tratamentul termic final, trebuie să prezinte în microstructură faze de precipitare fină, suficient de stabile pentru ca în cursul funcționării să nu aibă loc modificări structurale (ca de ex. coalescența carburilor), dăunătoare proprietăților mecanice de rezistență la cald. Stabilitatea structurală la solicitări complexe la cald depinde de stabilitatea termică a fazei de carburi și a soluției solide. După cum s-a mai arătat, aceste cerințe se realizează prin alierea complexă a oțelului cu 12% Cr, cu V, Mo și Nb, care parțial se dizolvă în masa feritică durificînd-o, iar în rest formează carburi stabile (NbC), fin disperse, cu rețea cristalină de tip NaCl, favorabile proprietăților de rezistență la cald, sau (Mo, V) se dizolvă în carburile de crom de tip M_7C_3, stabilizîndu-le sub forma unui precipitat fin, dispers pînă la temperaturi ridicate (transformarea M_7C_3 în $M_{23}C_6$ este întîrziată).

Tratamentul termic aplicat oțelurilor refractare constă din călire pentru punerea în soluție a fazelor de precipitare primară, urmată de revenire pentru durificare dispersă.

In cazul oțelului studiat, temperatura care asigură punerea în soluție avansată a fazelor de precipitare primară și secundară, fără să determine intrarea în domeniul bifazic (delta+gama) sau creșterea granulației, este de 1 150 °C, urmată de răcire în aer, oțelul fiind autocălibil. Numai carburile primare grosolane (15 000—20 000 A) nu intră în soluție, după revenire ele regăsindu-se în structură cu aspect neschimbat (fig. 1).

Fig. 1. Carburi primare de niobiu (6 200×2:1). Replică în două trepte colodiu-carbon, umbrire Au-Pd.

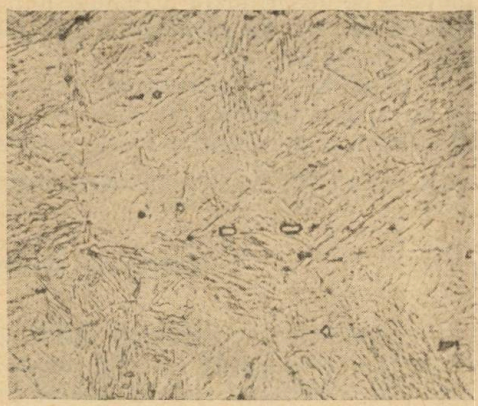


Fig. 2. Structura după călire. Martensită (320:1).

Temperatura Ms a acestui oțel fiind de 300—350 °C [5] prin călire în aer se obține o structură tipică de martensită aciculară (fig. 2). Prin revenire are loc reprecipitarea din soluția solidă a fazelor secundare — fenomenul de durificare dispersă.

Condiții experimentale

Oțelul studiat elaborat într-un cuptor electric de 0,5 t al I.C.E.M. și turnat în lingou de 600 kg are următoarea compoziție chimică, în % :

C	Cr	Ni	Mo	V	Nb	N
0,19	12,20	1,24	0,75	0,38	0,32	0,040

După forjare în bare de 40×40 mm și recoacere de înmuiere la 750 °C s-au prelevat probe, care după călire la 1 150 °C timp de 15 min, cu răcire în aer, au fost supuse revenirii la diferite temperaturi, și anume la 200, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650, 670, 700, 725, 750 °C, cu menținere de trei ore și răcire în aer.

Fazele de precipitare s-au izolat pe cale electrolitică într-o soluţie apoasă de 5% HCl, 5% acid citric şi 1,5% fluorură de sodiu, la o densitate de curent de 0,02 A/cm², din probe tratate termic în condiţiile arătate.

Replicile de extracţie cu carbon s-au desprins de pe probele metalice după un atac chimic prelungit (2 ore) în soluţie de 10% brom în alcool, care a asigurat o extragere avansată a fazelor de precipitare în replică şi posibilitatea identificării lor prin difracţie electronică. Menţionăm că această metodă de desprindere a replicii în soluţie de brom, pusă la punct cu ocazia acestei lucrări, dă rezultate foarte bune. Microscopul electronic utilizat este de tip Tesla BS 242.

Analiza roentgenostructurală a reziduului izolat electrolitic s-a făcut la un aparat URS-KJ 70, însă nu a fost totdeauna suficient de concludentă din cauza dimensiunilor foarte mici ale particulelor în unele etape ale revenirii (sub 1 000 Å) şi a numărului mare de faze prezente.

Transformări microstructurale la revenire

Modificările structurale din timpul revenirii oţelului studiat s-au urmărit şi pus în evidenţă atît din punct de vedere al aspectului, cantităţii, mărimii, distribuţiei şi naturii fazelor precipitate în diferite etape, cît şi al va-

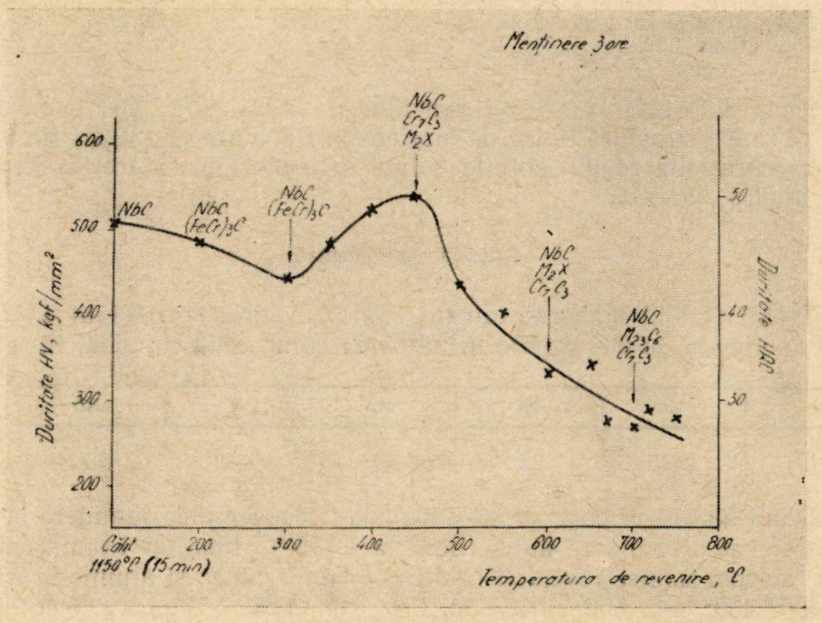
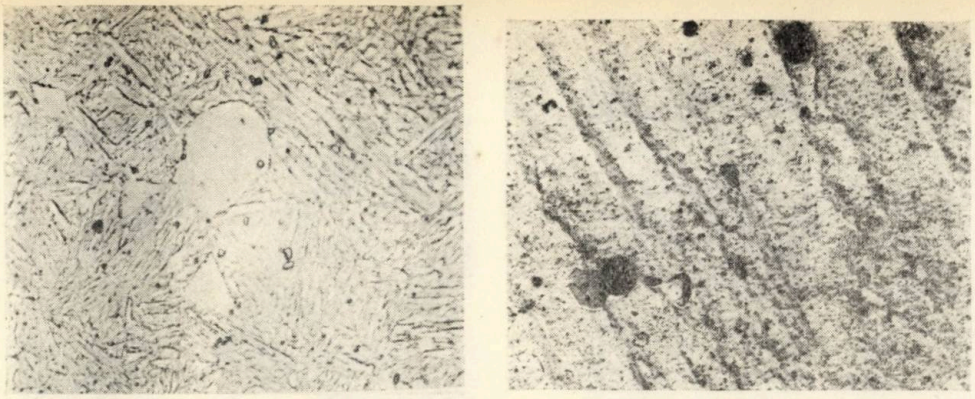


Fig. 3. Curba de revenire (variaţia durităţii cu temperatura de revenire).



a *b*

Fig. 4. Microstructura după revenire la 200 °C:
a — atac electrolitic în acid oxalic 10% (500:1); *b* — replică de extracție (6 200×2:1).

Fig. 5. Microstructura după revenire la 300 °C. Replică de extracție (5 000×2:1).

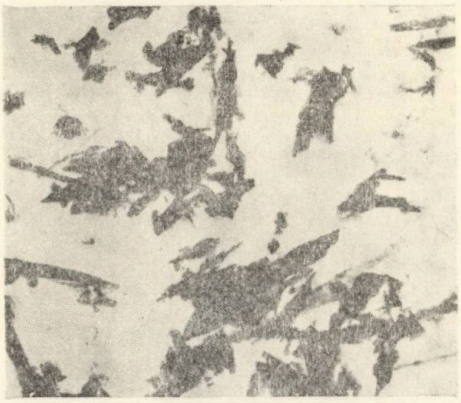
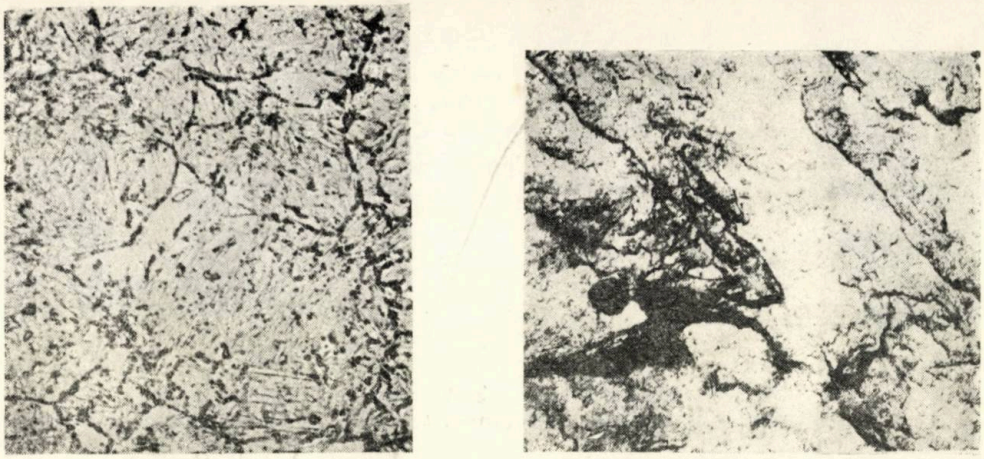


Fig. 6. Micrografie electronică a precipitatului de $(Fe, Cr)_3C$ separat electrolitic din oțelul revenit la 300 °C. (5 000×2:1).

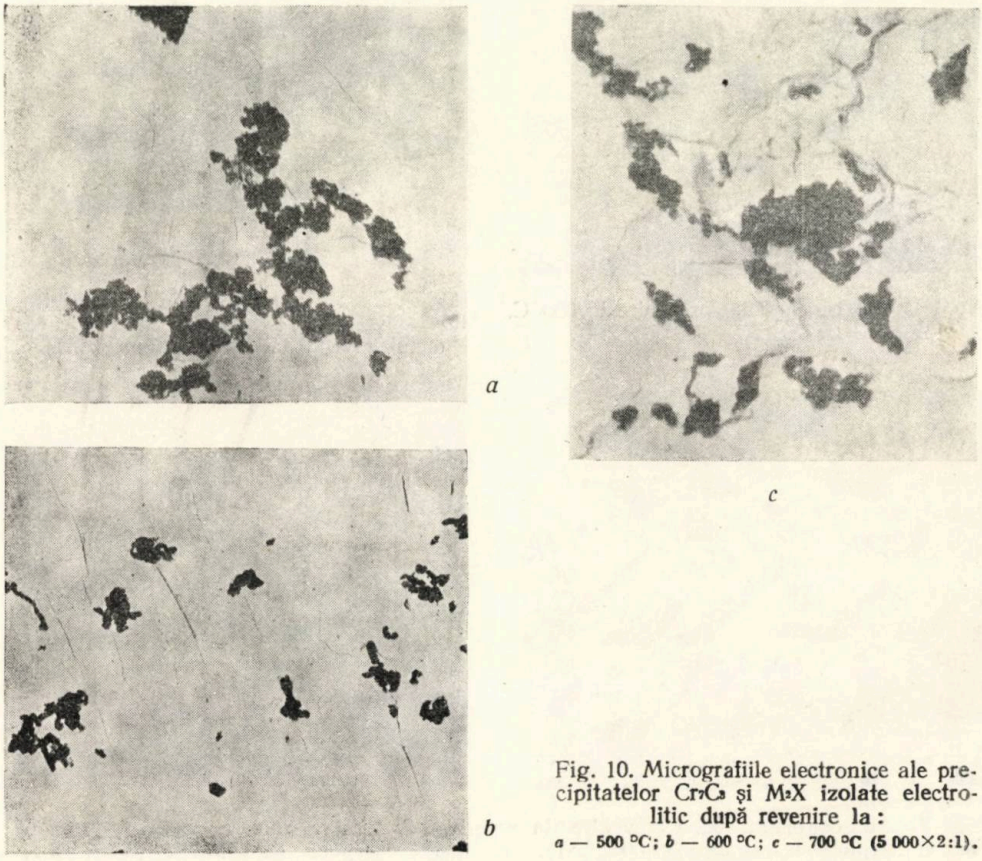
Fig. 7. Microstructura după revenire la 400 °C. Replică de extracție (5 000×2:1).

Fig. 8. Microstructura după revenire la 450 °C. Replică de extracție (5 000×2:1).



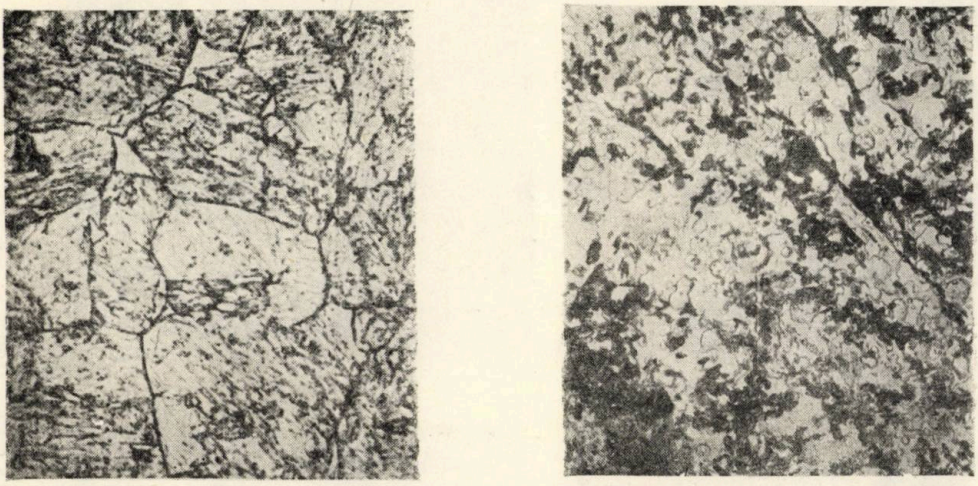
a *b*

Fig. 9. Microstructura după revenire la 500 °C:
a — atac electrolitic cu acid oxalic 10% (500:1); *b* — replică de extracție (5 000×2:1).



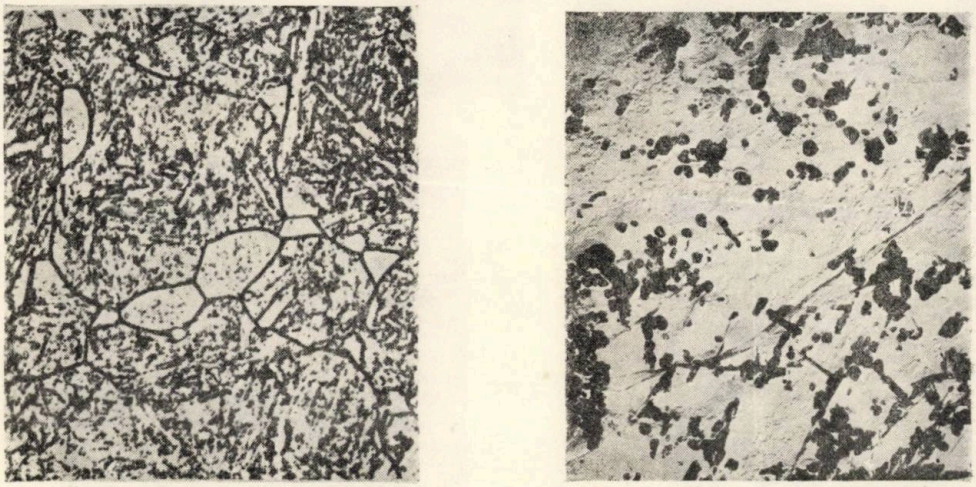
a *c* *b*

Fig. 10. Micrografiile electronice ale precipitatelor Cr_7C_3 și M_3X izolate electrolitic după revenire la:
a — 500 °C; *b* — 600 °C; *c* — 700 °C (5 000×2:1).



a *b*

Fig. 11. Microstructura după revenire la :
a — 550 °C, atac electrolitic în acid oxalic 10% (500:1) ; *b* — 650 °C, replică de extracție (5 000×2:1).

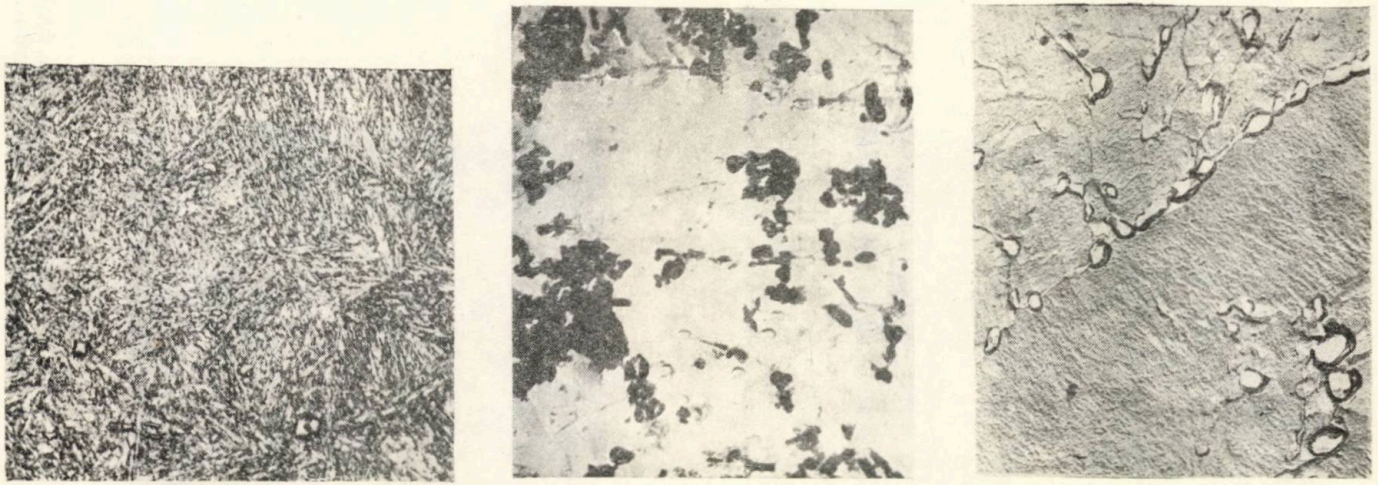


a *b*

Fig. 12. Microstructura după revenire la 700 °C :
a — atac electrolitic în acid oxalic 10% (500:1) ; *b* — replică de extracție (5000×2:1).

a *b* *c*

Fig. 13. Microstructura după revenire la 750 °C:
a — atac electrolitic în acid oxalic 10% (500:1); *b* — replică de extracție (5 000×2:1); *c* — idem ca la pct. *b* (8 500× 2:1).



a *b* *c*

Fig. 14. Microstructura după revenire la temperatura optimă (670 °C):

riației durității oțelului cu temperatura de revenire. Aceasta din urmă este reprezentată prin curba de revenire din figura 3.

Se constată că duritatea inițială a oțelului, corespunzătoare structurii martensitice, este de 48,5 HRC, ceea ce reprezintă o valoare ridicată pentru un oțel cu 0,20% C. Explicația constă în efectul de durificare a soluției solide de către elementele de aliere (N, Mo, V), efect care se menține chiar la temperaturi ridicate de revenire.

La începutul revenirii duritatea inițială se reduce atingînd un minim la 300 °C. Urmează apoi un vîrf de durificare secundară la temperatura de revenire de 450 °C (50 HRC), după care, datorită fenomenului de «supraîmbătrînire», duritatea scade din nou, rămînînd totuși la valori relativ ridicate față de cele ale oțelurilor aliate numai cu 12% Cr [3].

Din punct de vedere microstructural în cursul revenirii pînă la cca 400 °C au loc aceleași fenomene ca la revenirea oțelurilor obișnuite :

— pînă la 300 °C o precipitare de particule fine de cementită bogată în crom $(Fe, Cr)_3C$ în interiorul plăcilor de martensită (fig. 4, *a* și *b*), care se intensifică cu creșterea temperaturii (fig. 5). Scăderea durității inițiale se explică prin scoaterea carbonului din soluție — formarea martensitei de revenire. Cementita separată are grosimi de cca 300 Å și lungimi de 2 000 Å, după cum se constată în reziduul extras (fig. 6);

— între 300—400 °C începe procesul de trecere în soluție a cementitei, manifestat prin subțierea și zdrențuirea marginilor bastonașelor care devin transparente (fig. 7).

Creșterea durității în acest interval (v. fig. 3) este determinată de formarea unui precipitat coerent submicroscopic care precede fenomenul de durificare secundară.

Peste 400 °C începe stadiul de revenire specific oțelurilor aliate, cînd are loc fenomenul de durificare dispersă, ca urmare a formării carburilor aliate mai fine și mai stabile. În cazul oțelului studiat, vîrful de durificare secundară (450 °C) corespunde formării în structură a unui precipitat fin, sub formă de nori (sub 100 Å), concomitent cu redizolvarea cementitei (fig. 8). Natura acestui precipitat a putut fi stabilită numai prin difracție electronică, dată fiind insensibilitatea metodei roentgenostructurale pentru particule fine, și corespunde carburii Cr_7C_3 și unei faze de tip M_2X.

Se consideră că precipitatul de Cr_7C_3 format, rezultă parțial prin germinare separată din soluția solidă îmbogățită în carbon, ca urmare a redizolvării cementitei, și, parțial, din transformarea $(Cr,Fe)_3C$ în Cr_7C_3 [3], [6], [7], [8].

Faza de tip M_2X [3], [9] este Cr_2C sau Cr_2N puternic stabilizată și finisată prin acțiunea N, Mo, V și Nb. Această fază constituie precipitatul de bază care produce durificarea secundară. Putînd dizolva cantități mari de elemente de aliere este stabilă și fină într-un domeniu larg de temperaturi, fapt care determină creșterea stabilității la revenire a oțelului. Astfel, în

cazul de față, s-a constatat prezența acestui precipitat în microstructură pînă la temperaturi de 700 °C.

La 500 °C faza de precipitare care a produs efectul de durificare secundară devine vizibilă la limitele grăunților și în interiorul fostelor cristale aciculare de martensită (fig. 9 *a* și *b*).

Din figurile 10 *a*, *b* și *c*, care reprezintă aspectul reziduului de carburi separat din oțelul revenit între 500—700 °C, se constată o creștere aproape insensibilă a mărimii particulelor în acest interval, ele rămînînd în limitele 200—500 Å. Pînă la 700 °C singura modificare structurală observată este creșterea cantitativă și ușoara globulizare a fazelor de precipitare (fig. 11, *a*, *b* și 12 *a* și *b*). De asemenea, aspectul orientat al precipitatului după direcția acelor de martensită devine mai puțin evident.

Peste 700 °C și mai accentuat la 750 °C se observă o creștere și coalescență pronunțată a precipitatului de carburi Cr_7C_3 și M_2X și formarea la limitele grăunților și a fostelor plăci de martensită a unor carburi mari, identificate a fi $M_{23}C_6$ (fig. 13 *a*, *b*). Mărimea particulelor care au suferit coalescență este de cca 3 000—5 000 Å. În figura 13 *c* se arată la grosisment mare fenomenul de coagulare care este în curs la 750 °C. Prin menținere prelungită la această temperatură coalescența carburilor este din ce în ce mai pronunțată, ceea ce are ca rezultat înmuierea oțelului. Prin urmare, temperatura optimă de recoacere a acestor oțeluri este de 725—750 °C.

Ținînd seama de transformările care au loc în cursul revenirii oțelului complex aliat cu 12% Cr, se poate alege ca domeniu de temperatură optimă pentru revenire, intervalul 670—690 °C. Structura obținută în cazul revenirii în aceste condiții conține faze de precipitare fine, avînd o distribuție, mărime și natură favorabile unor proprietăți mecanice corespunzătoare la cald (fig. 14 *a*, *b*, *c*). Structura realizată este de asemenea stabilă în domeniul temperaturilor de utilizare ; nu are loc procesul de coalescență a particulelor precipitate și nu se formează carbura $M_{23}C_6$ care, după unii autori [3], este neindicată în oțelurile cu proprietăți de rezistență la fluaj. Avînd în vedere de asemenea temperatura punctului de transformare Ac1 a oțelului studiat (760 °C) și temperatura de lucru a pieselor (600 °C), temperatura de revenire aleasă este suficient de joasă pentru a nu exista pericolul reaustenitizării și suficient de ridicată pentru ca transformările să fie încheiate.

Caracteristicile mecanice la 20 și 600 °C ale oțelului studiat după revenire la 670 °C sînt următoarele :

σ_c kgf/mm²		σ_r kgf/mm²		δ_5 %		ψ %		K_{20} kgfm/cm²	
20° C	600° C	20° C	600° C	20° C	600° C	20° C	600° C	20° C	600° C
83	33	100	40	14	24	50	81	4,6	16

Încercarea la fluaj timp de 10 000 ore, la 600 °C, pentru o solicitare de 3,2 kgf/mm², efectuată în cazul unor oțeluri similare tratate termic în condițiile optime arătate, a avut ca rezultat o deformare permanentă sub 0,1 %.

CONCLUZII

În urma studiului microstructural efectuat privind alegerea temperaturii optime de revenire a oțelului refractar cu 12% Cr, complex aliat, se desprind următoarele :

Microstructura oțelului trebuie să conțină faze de precipitare fină, pentru care se impun o serie de condiții privind mărimea, distribuția și natura lor, astfel încît să asigure durificarea dispersă și stabilitatea ridicată a structurii după revenire. Aceste particularități structurale, irezolubile pentru posibilitățile microscopului optic, pot fi puse în evidență la microscopul electronic.

Tratamentul termic final recomandat pentru oțelul refractar studiat, constă din punere în soluție la temperatura de 1 150 °C, urmată de răcire în aer și revenire în domeniul de temperaturi 670—690 °C, unde există o stabilitate la revenire. În aceste condiții microstructura oțelului este formată dintr-un precipitat fin dispers (mărime sub 1 000 Å) de carburi de tip M_2X și Cr_7C_3, uniform repartizat în masa de bază feritică. Temperatura optimă recomandată pentru recoacerea de înmuiere este de 750 °C.

În procesul de revenire al acestor oțeluri modificarea carburilor are loc după următoarea schemă și domenii de stabilitate :

$(Cr,Fe)_3C$	M_2X Cr_7C_3	$M_{23}C_6$	
200— 500 °C	400— 700 °C		700 °C

Principalul compus care realizează durificarea dispersă este faza de tip M_2X (carbura Cr_2C sau nitrura Cr_2N), care dizolvînd cantități mari de elemente de aliere (Mo, V, Nb) este foarte stabilă și fină într-un domeniu larg de temperatură.

BIBLIOGRAFIE

1. F. F. Himușin, (1963), *Nerjaveiușcie stali,* Moskva.
2. J. M. Robertson, (1952), *Metal treatement and drop forging,* iunie și iulie, 275, 303—312.
3. K. J. Irvine, D. J. Crowe și B. Pickering, (1960), *Journal of the Iron and Steel Institut, august,* **195**, 386—405.
4. Țnitmaș Kniga 93, (1959), *Structura i svoistva jaroprocinîh materialov,* Moskva.
5. D.Cosma, Șt. Baicu, H. Huber, (1964), *Studii și cercetări de metalurgie, 1,* 1—16.

6. A. Mellov, S. M. Barker, (1960), *Journal of the Iron and Steel Institut*, aprilie, **194**, p. IV, 464.
7. B. Arvunk, R. W. K. Honeycombe, (1958), *Journal of the Iron and Steel Institut*, ianuarie, **188**, p. I, 9—15.
8. K. C. Mills, A. G. Quarrell și B. B. Argent, (1961), *Journal of the Iron and Steel Institut*, ianuarie, **197**, p. I, 9—21.
9. K. W. Andrews și H. Hughes, (1959), *Journal of the Iron and Steel Institut*, **193**, 304—311.

Manuscrisul primit în redacție la 17 decembrie 1965

MĂSURA PIERDERII DUCTILITĂȚII, PRODUSĂ DE FRAGILIZAREA TENSOTERMICĂ

W. SOETE, J. HEIRMAN, G. STOCKMAN *)

In lucrare se expune o metodă originală pentru stabilirea gradului de fragilizare a oțelurilor sub efectul combinat al deformării și temperaturii. Metoda se bazează pe încercarea unor epruvete tip cadru, prevăzute cu un concentrator de tensiune puternic Incercarea constă într-o deformare plastică a epruvetei la o temperatură dată și aplicarea ulterioară a unei solicitări de tracțiune la temperatură joasă, sub temperatura de tranziție a materialului respectiv.

Deformațiile au fost determinate prin metoda moiré, utilizîndu-se în acest scop o rețea de 20 linii/mm.

Pe baza studiului experimental efectuat cu un oțel Siemens-Martin 37 semicalmat, s-a stabilit diagrama sensibilității acestui oțel la fragilizarea tensotermică, diagramă ce poate fi folosită pentru aprecierea comportării oțelului respectiv în condițiile apariției efectului combinat amintit.

1. Introducere

În practica inginerească se semnalează numeroase cazuri de rupere fragilă, sub influența unor sarcini exterioare foarte mici în cazul fragilizării produse de efectul combinat deformare-temperatură.

Gradul de fragilizare poate fi determinat în mod cantitativ pe epruvete netede, dar rezultatele nu sînt direct comparabile cu riscul amorsării unei rupturi fragile la sarcină exterioară mică într-o construcție din oțel, care comportă încrestări sau fisuri.

Pe de altă parte, sensibilitatea la fragilizare tensotermică a fost și continuă să fie verificată în mod curent pentru cazul particular al îmbătrînirii la 250 °C, după deformare plastică prin compresiune sau tracțiune. Această verificare se face cu epruvete încrestate. Nici în acest caz nu este vorba de o măsurare directă a riscului de rupere fragilă la sarcină exterioară mică, mai ales din cauza carențelor criteriilor utilizate (energie, as-

*) *W. Soete — profesor la Universitatea din Grand, Belgia; J. Heirman — șef de secție; G. Stockman — inginer.*

pect al rupturii, temperatură ...). La conferința Houdremont, ținută la Liège în 1960, și la colocviul de rupere fragilă al comisiilor IX și X ale Institutului Internațional de Sudură de la Helsinki, 1963, unul dintre autori a raportat numeroase cazuri de rupere fragilă la sarcină exterioară scăzută, obținute la laboratorul Universității din Gand, în epruvete cu cadru, prevăzute cu o fisură de oboseală și fragilizate în secțiunea încrestată, prin tratamente simultane de deformare plastică și de temperatură.

Pentru a avea o măsură corectă și reproductibilă a gradului de deformare produs la baza fisurii, prin tratamentul de fragilizare s-a folosit cu succes, începînd din 1963, metoda moiré. Rezultatele unui număr mare de încercări de fragilizare pe epruvete cu cadru sînt prezentate în paragraful următor. Ele permit să tragem concluzii asupra modului de desfășurare a ruperilor fragile sub acțiunea unor sarcini exterioare mici și asupra cauzelor acestor ruperi pe baza măsurătorilor locale de deformații la vîrful concentratorului de tensiune (încrestării).

De asemenea cercetările experimentale întreprinse în prezenta lucrare cît și în lucrări anterioare ne permit sesizarea mai profundă a fenomenului de inițiere a ruperilor fragile sub sarcină exterioară redusă.

2. Materialul și metoda de încercare

Pentru studierea efectului descris s-a utilizat un oțel Siemens Martin 37 semicalmat, avînd următoarele caracteristici mecanice determinate: temperatura de tranziție Charpy V la 3,5 kgf/cm² de 0 °C și temperatura de oprire a fisurii Robertson izotermic la 16 kgf/cm² de +27 °C.

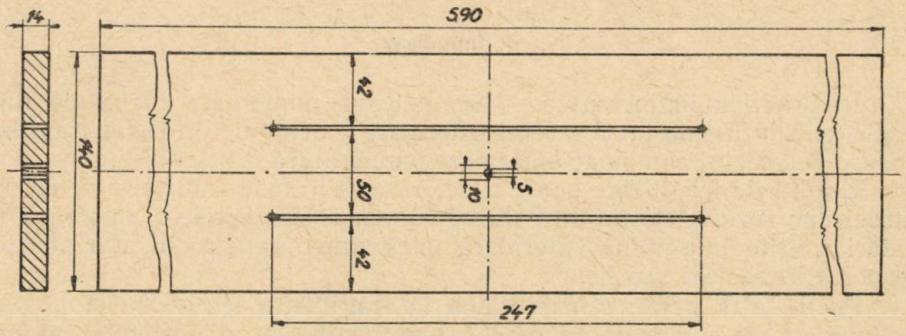


Fig. 1. Epruveta încercată.

Epruveta utilizată în încercări este în formă de cadru, compusă dintr-un miez central și două coloane laterale (fig. 1). În miezul central este practicat un orificiu de 5 mm diametru și două crestături de cîte 2,5 mm adîncime, care împreună modelează forma unei fisuri de oboseală de 10 mm lungime.

Încercarea cuprinde două etape : *a*) inima este deformată plastic la o anumită temperatură. Deformarea plastică este concentrată în regiunea încrestată ; *b*) epruveta este apoi supusă la o încercare de tracțiune la temperatură joasă (sub temperatura de tranziție) pînă la ruperea miezului. Solicitarea medie în momentul ruperii este egală cu raportul dintre sarcina de rupere și secțiunea netă a epruvetei (inimă și coloane). Dacă această solicitare medie este inferioară limitelor de elasticitate, este vorba de o rupere sub sarcină exterioară mică (scăzută); în caz contrar o vom numi rupere sub sarcină exterioară ridicată.

Deformațiile plastice au fost determinate prin metoda moiré, pusă la punct în Laboratorul de rezistența materialelor al Universității din Gand de către Dechaene și Vinckier [1], [2].

Rețeaua utilizată numără 20 linii per mm. Suprapunerea unei rețele de referință asupra unei rețele deformate produce franjurile de moiré. Fiecare franj al acestui moiré reprezintă o deformare de 1/20 mm între două franjuri succesive. Aceasta înseamnă că deformările plastice se vor vedea numai începînd de la 0,05 mm în sus. Încercările au dovedit că această precizie este realmente suficientă. În consecință, expresia «deformare nulă» înseamnă în prezenta lucrare, de fapt, deformare mai mică de 0,05 mm.

3. Studiul experimental și rezultatele obținute

Încercări de tracțiune pe epruvete cu cadru fără tratament de fragilizare tensotermică.

Aceste încercări de tracțiune s-au efectuat în scopul de a cunoaște temperatura de tranziție (ductil-fragil) a epruvetei intacte, precum și pentru a cunoaște gradul de deformare care poate fi așteptat în mod normal în cazul unui oțel dat, în epruveta respectivă, pentru diferite temperaturi de încercare. Rezultatele obținute :

$T > -15$ °C : rupere ductilă, deformație însemnată (sute de linii de moiré în regiunea încrestată);

$T < -20$ °C : pînă la cea mai joasă temperatură încercată (—50 °C), rupere fragilă, deformație destul de mare (cel puțin 20 de linii de moiré în regiunea încrestată).

Toate ruperile au avut loc după depășirea limitei de elasticitate în întreaga regiune fisurată.

Încercări de tracțiune pe epruvete cu cadru care au fost supuse unui tratament de fragilizare tensotermică.

a) *Deformare constantă la diferite temperaturi de fragilizare* (fig. 2)

Grad de deformare : 8 linii de moiré (0,4 mm).
Temperaturi de deformare : 0—475 °C.
Încercarea de tracțiune la —35 °C.

Curba superioară din figura 2 reprezintă sarcina de rupere obținută pe epruvete, a căror temperatură de fragilizare prealabilă este dată pe abscisă.

Curba inferioară reprezintă deformarea locală adițională (ε_b) în timpul încercării la tracțiune, în funcție de temperaturile de fragilizare prealabile.

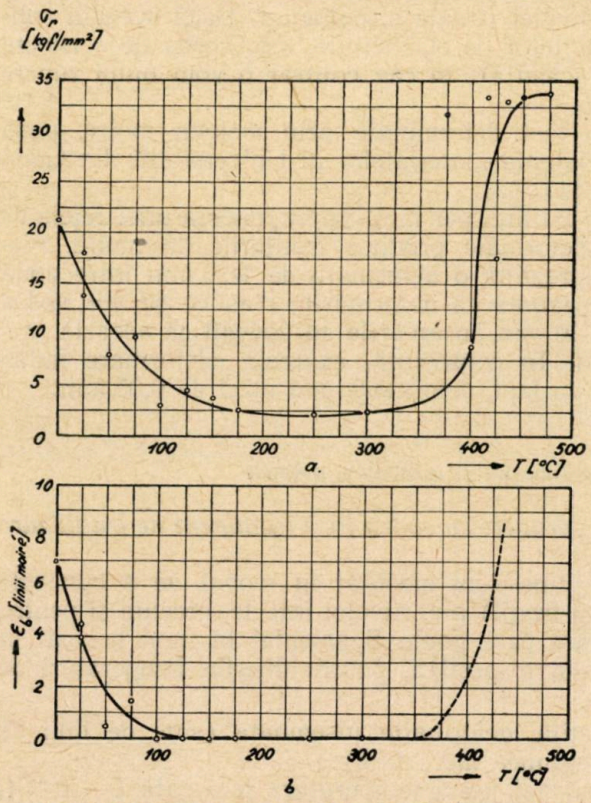


Fig. 2. Deformare constantă la diferite temperaturi :
a — solicitarea de rupere (kgf/mm²) în funcție de temperatura de fragilizare *T* (°C) ; *b* — deformația adițională ε_b (în linii moiré) în funcție de temperatura de fragilizare *T* (°C).

Se constată un paralelism strîns între alurile celor două curbe, fapt asupra căruia vom mai reveni.

O deformare care corespunde la opt linii de moiré produce o fragilizare chiar la 0 °C ; între 100 °C și 350 °C, această fragilizare atinge un maxim în care deformarea adițională la —35 °C este nulă.

În toate cazurile citate, în urma încercării la tracțiune a avut loc ruperea fragilă a epruvetei cu cadru sub sarcină exterioară redusă.

Tratamentele de fragilizare la temperaturi mai mari de 425 °C au dus la ruperi fragile la sarcină exterioară ridicată, însoțite de deformări locale mai extinse. Tehnica de conservare a moiré-ului nu fusese încă complet pusă la punct cînd s-au efectuat aceste încercări și nu a fost posibilă determinarea numărului exact de linii moiré adiționale (curba punctată din fig. 1).

b) *Deformări diferite la temperatură de fragilizare constantă* (fig. 3)

Temperatura de deformare : 300 °C.
Grad de deformare : 0—10,5 linii de moiré.
Încercarea de tracțiune la —35 °C.

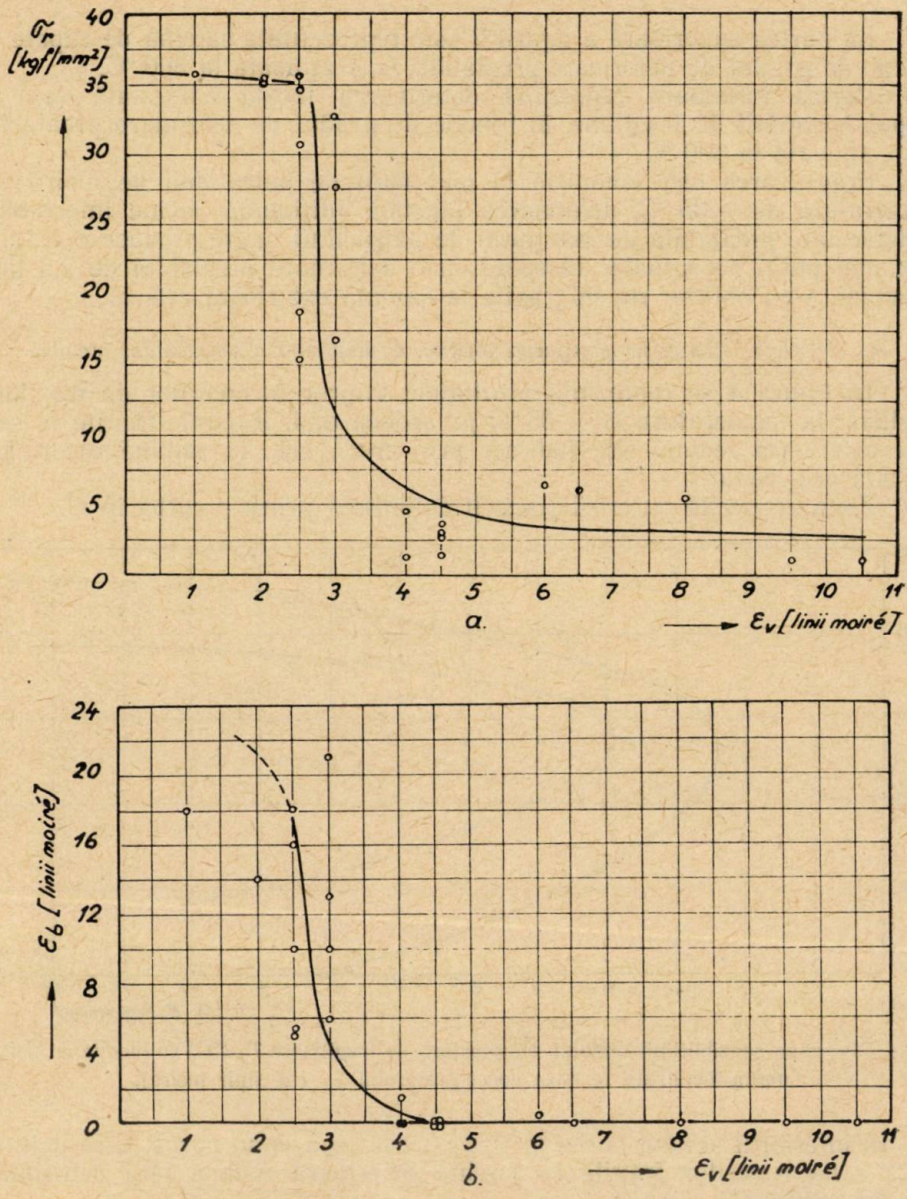


Fig. 3. Deformări diferite la temperatură de fragilizare constantă:

a — solicitarea de rupere (kgf/mm²) în funcție de deformația localizată la baza concentratorului (în linii moiré); *b* — deformația adițională ε_b (în linii moiré) în funcție de deformația localizată la baza concentratorului ε_v (în linii moiré).

La partea superioară a figurii 2 este reprezentată sarcina de rupere în funcție de gradul de deformare prealabilă (ε_v) aplicată la 300 °C.

Partea inferioară reprezintă deformarea locală adițională (ε_b) în timpul încercării de tracțiune, în funcție de gradul de deformare prealabilă (ε_v), aplicată la 300 °C.

Fragilizarea este completă la mai mult de patru linii de moiré: la temperatura de —35 °C, deformarea plastică adițională devine imposibilă. O deformare prealabilă de mai puțin de patru linii moiré produce o fragilizare mai puțin accentuată. Începînd cu o deformare prealabilă de 2,5 linii de moiré, s-au obținut ruperi fragile la sarcină exterioară redusă.

c) *Deformări diferite la temperaturi diferite. O diagramă a sensibilității oțelului*

În figura 4 se reprezintă rezultatele tuturor încercărilor de tracțiune efectuate la temperatura de —35 °C pe același oțel. Ruperile fragile la sarcină exterioară redusă sînt indicate prin cruci, cele la sarcină exterioară ridicată prin cercuri.

Zona acoperită cu cruci poate fi delimitată printr-o curbă în *C*.

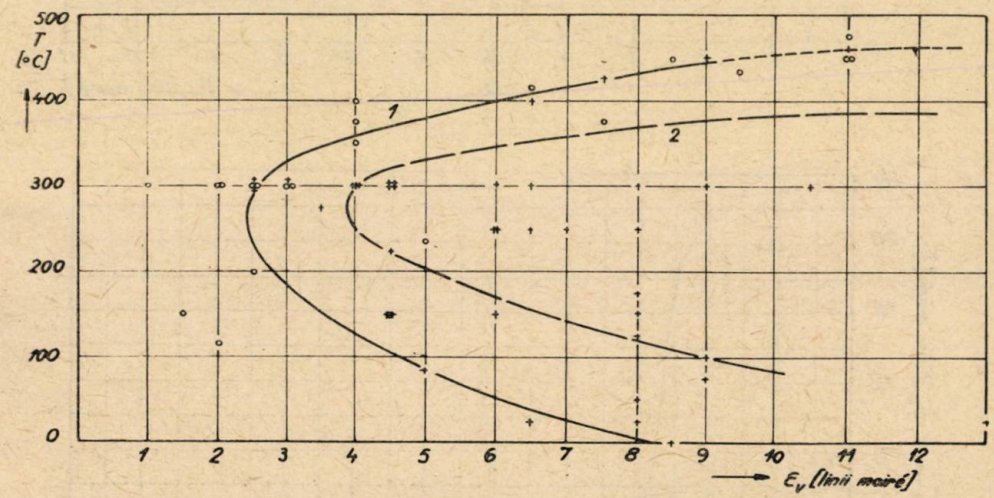
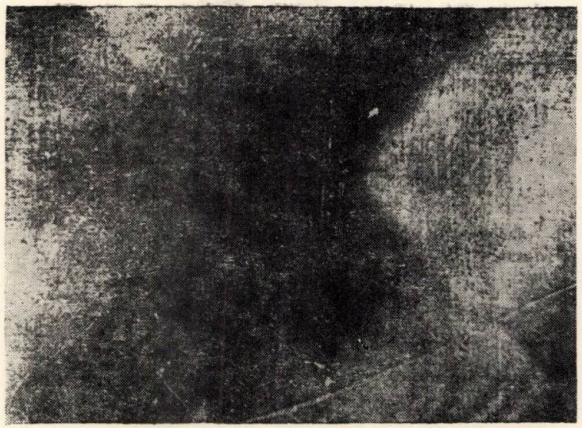
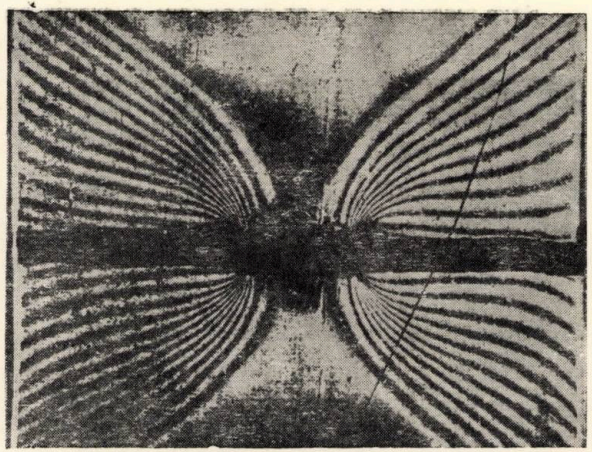


Fig. 4. Diagrama sensibilității oțelului, temperatura de fragilizare T_E(°C) în funcție de deformația localizată la baza concentratorului ε_v (în linii moiré).

În interiorul acestei curbe în *C* s-a trasat o a doua curbă, care delimitează zona ruperilor fragile la sarcină exterioară redusă fără deformare plastică adițională.

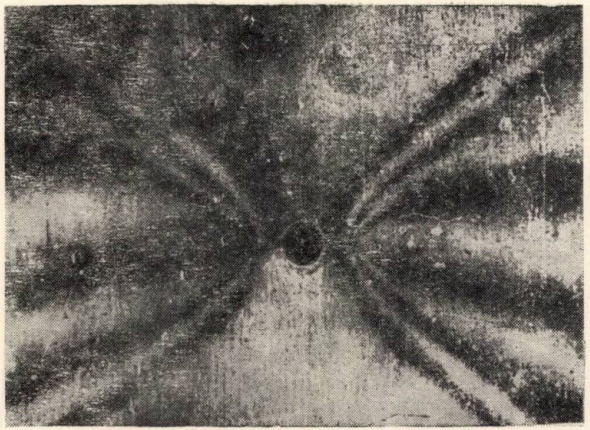
Poziția acestor curbe în *C* definește sensibilitatea oțelului la fragilizare tensotermică. Curba exterioară corespunde unui anumit nivel de plasticitate remanentă, în timp ce curba interioară se referă la pierderea completă a ductilității.

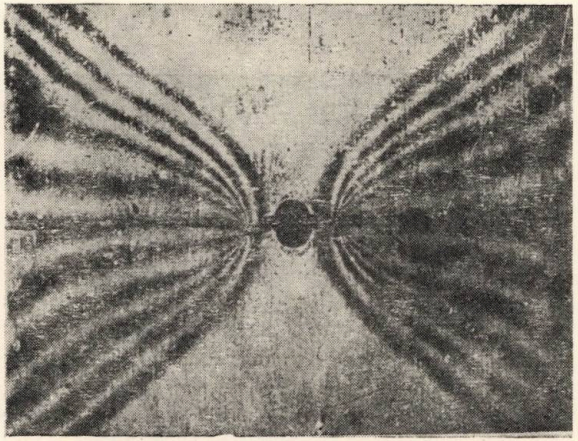




1 2

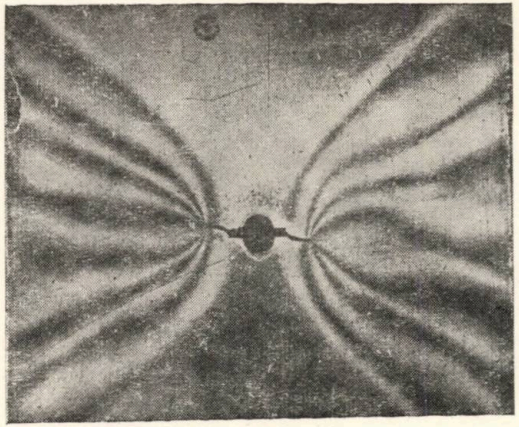
Fig. 6. Grad de fragilizare slab cu ductilitate normală la temperatura de —35 °C.



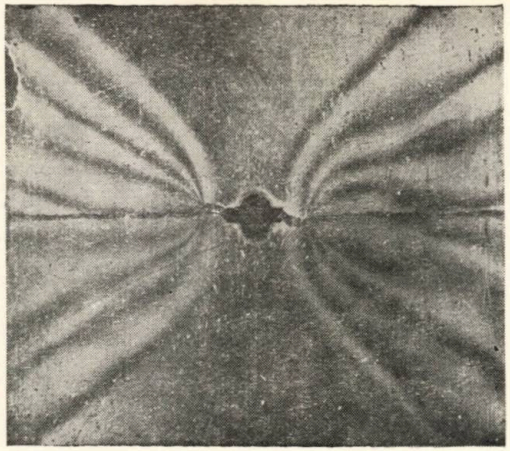


1 2

Fig. 7. Grad de fragilizare considerabil și o ductilitate moderată la temperatura de —35 °C.

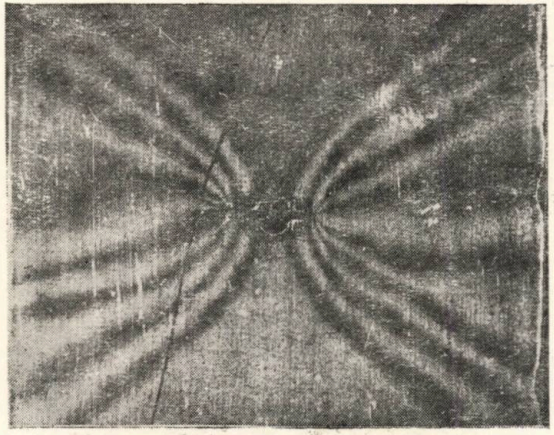


1

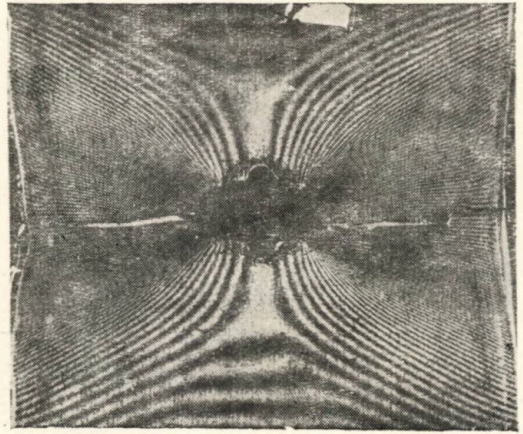


2

Fig. 8. Grad de fragilizare considerabil, care suprimă orice ductilitate la temperatura de —35 °C.



1



2

Fig. 9. Grad de fragilitate considerabil ; la încercarea detracțiune la temperatura de 0 °C se produce totuși o rupere ductilă cu deformare foarte extinsă.

Alte rezultate obținute la încercarea de tracțiune sînt prezentate în *figura 5,* unde pentru ruperi fragile sub sarcină redusă se prezintă corelația dintre solicitarea externă aplicată și deformația adițională obținută.

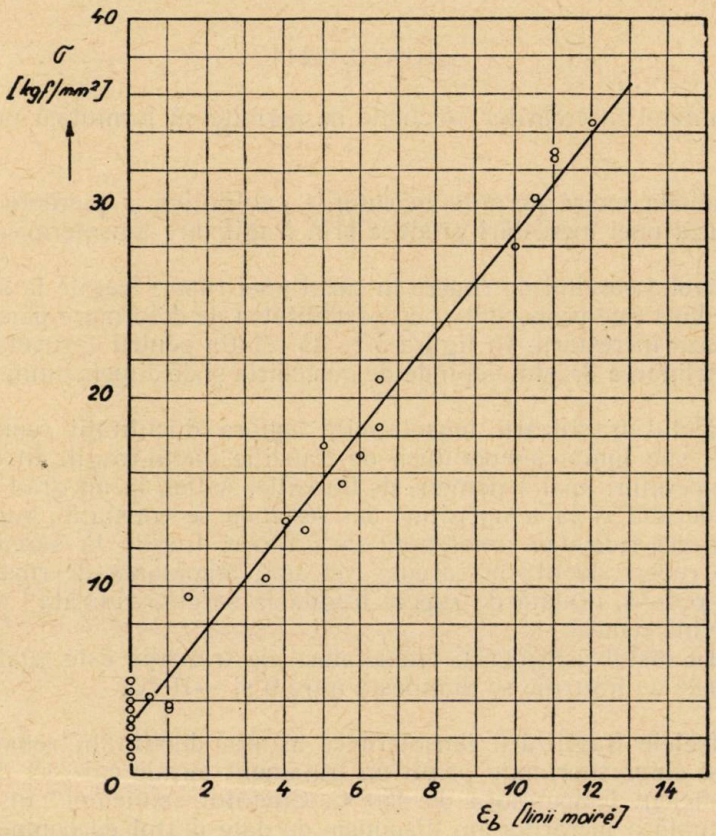


Fig. 5. Corelația dintre solicitarea exterioară aplicată (kgf/mm²) și deformația adițională ε_b (în linii moiré) apărută la încercarea de tracțiune corespunzătoare ruperilor fragile la sarcină redusă.

Exemple de cazuri de rupere (fig. 6—9)

Partea superioară a fiecărei figuri reprezintă miezul epruvetei cu cadru, după ce acesta a fost supus unui tratament de fragilizare tensotermică. Partea inferioară prezintă aceeași epruvetă după încercarea de tracțiune pînă la rupere. În *figura 6* gradul de fragilizare este slab ; ductilitatea la —35 °C este normală. În *figura 7* gradul de fragilizare este considerabil, conservînd o ductilitate moderată la temperatura de —35 °C. În *figura 8* se observă un grad de fragilizare considerabil, suprimînd orice ductilitate la tempera-

tura de —35 °C. În *figura 9* gradul de fragilizare este de asemenea considerabil ; încercarea de tracțiune la temperatura de 0 °C provoacă totuși rupturi ductile cu deformare foarte extinsă.

CONCLUZII

Ansamblul încercărilor efectuate ne permite să formulăm următoarele concluzii :

1. Metoda moiré permite măsurarea cantitativă a pierderii de ductilitate la baza unei încrestări produse prin fragilizare tensotermică.

2. Nivelul sarcinii de rupere în cazul unei ruperi fragile la sarcină exterioară redusă este proporțional cu posibilitatea de deformare plastică remanentă la baza încrestării. În figura 5 se dă relația pentru epruveta cu cadru folosită. Înclinarea dreptei depinde de geometria și de dimensiunile epruvetei.

3. Efectul fragilizării tensotermice asupra ductilității remanente nu apare decît sub limita temperaturii de tranziție ductil-fragil. În apropierea acestei temperaturi apar fenomene de tranziție. Astfel, la un grad de fragilizare considerabil și la temperaturi descrescînde se constată : ruperea ductilă la sarcină ridicată ; amorsarea unei ruperi fragile la sarcină redusă urmată de rupere ductilă la sarcină ridicată ; amorsarea de rupere fragilă la sarcină redusă, urmată de rupere fragilă la sarcină ridicată ; rupere fragilă la sarcină redusă.

Pentru oțelul considerat, temperatura de tranziție este egală cu 0 °C și fenomenele de tranziție se manifestă între 0 și —10 °C.

4. Efectele fragilizării tensotermice asupra ductilității remanente pot fi reduse și chiar suprimate printr-un tratament termic care să depășească în mod suficient temperatura de 450 °C. Cuvîntul „suficient" înseamnă că în faza actuală a lucrărilor nu dispunem de date destul de complete pentru a putea cunoaște nivelul de temperatură a tratamentului termic, care corespunde fiecărui tratament de fragilizare și fiecărui oțel.

★

În vederea lămuririi problemei inițierii ruperilor fragile în serviciu (exploatare) produse prin fragilizare tensotermică, propunem următoarele :

1) determinarea diagramei de sensibilitate a diferitelor oțeluri (curba în C) ;

2) determinarea ductilității la baza încrestării cerută de construcțiile în oțel ;

3) determinarea temperaturii de tranziție pentru oțelul fragilizat ;

4) determinarea nivelului temperaturii de tratament termic capabil de a reda ductilitatea cerută.

Răspunsul complet la fiecare dintre aceste întrebări este vast și complicat, dar sîntem convinși că prin continuarea studiilor pe drumul trasat se va putea simplifica mult problema și se va putea ajunge la aplicarea pe plan industrial a ideilor expuse.

BIBLIOGRAFIE

1. A. Vinckier, R. Dechaene, (1960), Use of the Moiré — Effect to Mesure Plastic Strains, Transactions ASME, *Journal of Basic Engineering*, June.
2. R. Dechaene, A. Vinckier, (1961), Détermination des déformations plastiques au moyen du Moiré, *Métallurgie*, **2**, *5*.

Manuscris primit la redacție la 15 martie 1966.

CERCETĂRI CU PRIVIRE LA REZISTENȚA LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR

M. HEMPEL

Institutul de cercetări pentru oțel „Max Planck", Düsseldorf, Republica Federală Germania

Autorul, șeful secției de cercetări de oboseală a Institutului pentru cercetări de oțel „Max-Planck" din Düsseldorf, prezintă într-o formă succintă lucrările secției în acest domeniu, privind aspectele împrăștierii rezistenței la oboseală ; interdependența dintre elaborare și rezistența la oboseală a oțelurilor de rezistență ridicată ; rezistența la oboseală a unui oțel în stare turnată și forjată ; parametrii care influențează mărimea acestei rezistențe ; influența temperaturii scăzute și ridicate asupra rezistenței la oboseală și fenomenul ruperii prin obosire.

1. Introducere

Cercetarea rezistenței la oboseală a materialelor metalice prezintă un dublu interes. În primul rînd deoarece ridică problema determinării „rezistenței la oboseală" a diferitelor materiale, în condiții impuse, pentru a ușura proiectantului alegerea materialelor la calculul pieselor supuse la sarcini variabile în timp și repetate, iar în al doilea rînd deoarece cere cercetarea, cu ajutorul metodelor oferite de fizica metalelor, a mecanismului ruperii la oboseală.

Necesitatea unor astfel de cercetări rezultă din datele diferitelor *statistici* cu privire la *ruperi prin oboseală* [1], [2]. Astfel, după *Arnold* [2], la examinarea a 303 de cazuri de ruperi prin oboseală, produse în perioada 1957—1960, s-a putut stabili că 3,65% s-au produs din defecte de material, 11,2% au fost provocate de greșeli de proiectare (forma constructivă, material necorespunzător), 47,5% s-au datorat greșelilor de execuție (prelucrare, tratament termic, montaje, reparații) iar 37,65% s-au produs în urma apariției unor fenomene dăunătoare în exploatare (suprasolicitare, defecte pe suprafața pieselor, slăbirea pieselor îmbinate, uzura ș. a.). Aceste exemple arată că rezistența la oboseală a materialelor este determinată mai ales de

parametrii cu caracter metalurgic și tehnologic, la care se mai adaugă parametrii legați de tehnica determinării, cum sînt : tipul de solicitare, frecvența, solicitarea medie, mărimea epruvetei, coroziunea și temperatura.

La determinarea rezistenței la oboseală se procedează de cele mai multe ori după metoda Wöhler [3], pe baza încercării la *sarcina constantă,* la mașini care produc solicitări sinusoidale în funcție de timp. Procedînd după această metodă, epruvetele se supun individual la solicitări de intensități diferite și durabilitatea lor se determină pînă la rupere sau pînă la un număr de solicitări în prealabil stabilit. Pentru evaluarea statistică a rezultatelor, recent nu se încearcă numai una sau două epruvete, la o anumită intensitate de solicitare, ci 10—20, pentru a putea obține atît valoarea medie a durabilității, exprimată în kgf/mm^2, cît și a împrăștierii rezultatelor pentru o certitudine în limitele 10 și 90%. Încercările la oboseală, la *sarcini progresive,* servesc de exemplu la determinarea efectului de antrenare și a curbei de defectare [3]. Pe lîngă încercările de oboseală la amplitudini constante se fac determinări cu regimuri de solicitare și pe durate asemănătoare celor la care trebuie să lucreze piesele în serviciu. Ele sînt încercări la oboseală cu sarcini variabile ca intensitate și durată, cu amplitudini de o variație neregulată sau cu amplitudini de o variație stabilită, denumite încercări asupra *rezistenței în serviciu.*

În cele ce urmează se tratează unele obiective și probleme ale cercetării rezistenței la oboseală a oțelurilor. Încercările s-au executat folosind metoda cu sarcina constantă în Institutul de cercetări pentru oțel Max-Planck — Düsseldorf ; în completare și pentru comparație, s-au folosit însă și rezultatele obținute de alte institute de cercetări.

2. Împrăștierile durabilității și ale rezistenței la oboseală

Aplicarea metodei Wöhler [3] la determinarea rezistenței la oboseală presupune folosirea a 10—15 epruvete identice și omogene. Reprezentarea grafică a perechilor de valori obținute se face, în acest caz, într-un sistem de coordonate semilogaritmic. *Figura 1* arată o astfel de reprezentare a curbelor pentru un oțel Cr—Mo îmbunătățit, obținute pe epruvete netede și încrestate. Valorile care se referă la cele două forme de epruvete coincid cu o mică împrăștiere, cu curbele medii Wöhler reprezentate în figură. În general însă nu se dispune de epruvete de o astfel de omogenitate, cum este cazul la prelevarea epruvetelor din piesele mari forjate sau din piese din fontă, oțel turnat, sîrme și resoarte elicoidale, cînd la evaluarea rezultatelor obținute la încercări, valorile obținute nu se mai înscriu pe curba medie Wöhler, întrucît apare un *cîmp* considerabil *de împrăștiere.* Exemple pentru astfel de cazuri sînt date în *figura 2.* La oțel nichel (fig. 2 a) epruvetele s-au prelevat din zona periferică a opt fuse, de Ø = 320 mm, în stare forjată și

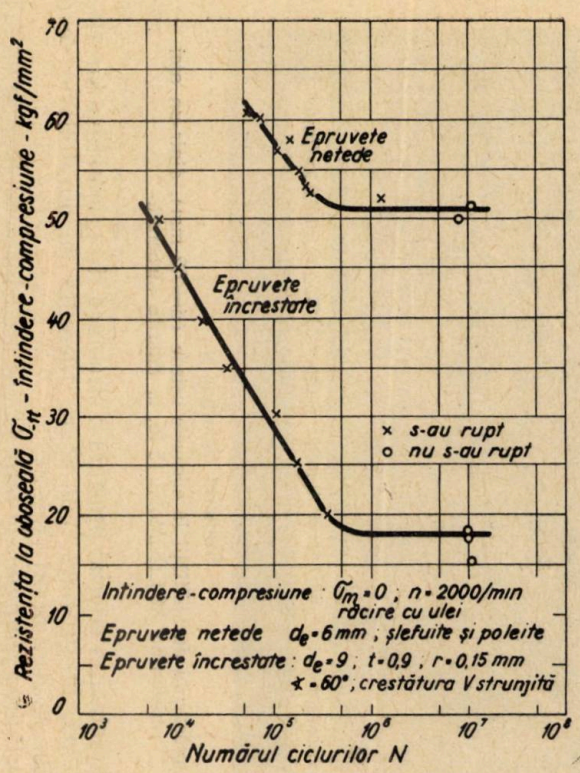

Rezistența la oboseală σ_{-1} - întindere-compresiune - kgf/mm²
Epruvete netede
Epruvete încrestate
× s-au rupt
○ nu s-au rupt
Întindere-compresiune $\sigma_m = 0$; n = 2000/min
răcire cu ulei
Epruvete netede $d_e = 6$ mm ; șlefuite și poleite
Epruvete încrestate : $d_e = 9$; $t = 0{,}9$; $r = 0{,}15$ mm
$\alpha = 60°$; crestătura V strunjită
Numărul ciclurilor N

Fig. 1. Evaluarea obișnuită a rezultatelor încercărilor la oboseală după Wöhler, cu 10—15 epruvete; oțel 24 CrMoV 5 5 îmbunătățit; $\sigma_{0,2} = 65{,}0$ kgf/mm², $\sigma_r = 79{,}0$ kgf/mm². Coeficientul de concentrare a epruvetelor încrestate $\alpha = 4{,}0$.

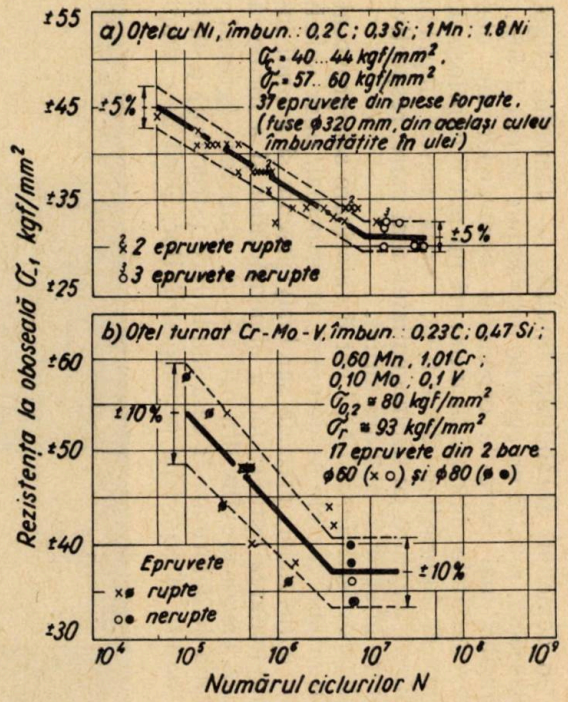

a) Oțel cu Ni, îmbun.: 0,2 C; 0,3 Si; 1 Mn; 1,8 Ni
$\sigma_c = 40 \ldots 44$ kgf/mm²,
$\sigma_r = 57 \ldots 60$ kgf/mm²
37 epruvete din piese forjate,
(fuse ϕ320 mm, din același culeu
îmbunătățite în ulei)
± 5%
2 epruvete rupte
3 epruvete nerupte
b) Oțel turnat Cr-Mo-V, îmbun.: 0,23 C; 0,47 Si;
0,60 Mn, 1,01 Cr;
0,10 Mo; 0,1 V
$\sigma_{0,2} = 80$ kgf/mm²
$\sigma_r = 93$ kgf/mm²
17 epruvete din 2 bare
ϕ60 (× ○) și ϕ80 (● ●)
± 10%
Epruvete
rupte
nerupte
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm²
Numărul ciclurilor N

Fig. 2. Împrăștierile la metoda Wöhler, în diferite materiale. Incovoiere rotativă $\sigma_m = 0$; n=5000/min; epruvete netede; d=7,52 mm.

îmbunătățită ; în domeniul durabilității limitate — domeniul oligociclic — și al celei de oboseală, rezultă un cîmp de împrăștiere de cca ± 5%. Împrăștierea este sensibil mai mare la cercetarea epruvetelor din oțel turnat (fig. 2 b) cînd rezultatele obținute la încercări nu pot fi cuprinse decît parțial într-un cîmp de împrăștiere de ± 10%. Cauza acestei împrăștieri mai mari este în strînsă legătură cu neomogenitatea mai mare, respectiv cu efectul de concentrare interior al oțelului turnat.

Cauzele împrăștierii durabilității pot fi exterioare sau provocate însuși de material. În primul caz ele se datoresc, în principal, unor solicitări adiționale (fixarea epruvetelor, precizia sarcinei) precum și a unui insuficient control la confecționarea epruvetelor, a dimensiunilor și a formei acestora. În al doilea caz, cauza provine din operația de elaborare (gradul de puritate), din operația de deformare la cald sau la rece (structură) a materialului precum și din natura și repartiția neomogenităților. Dacă de exemplu unele

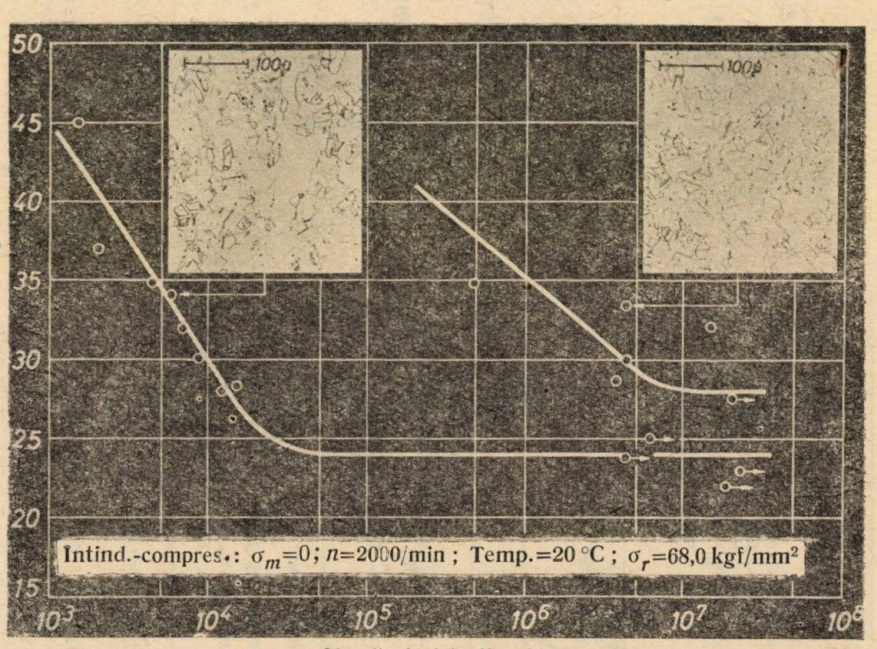


Fig. 3. Împrăștierea durabilității la epruvete netede (d=7,2 mm), dintr-un oțel austenitic X8 CrNiMoNb 15 15, la diferite structuri.

epruvete luate dintr-un material prezintă o structură fin grăunțoasă iar altele o structură mixtă, fin-grosieră, pot apare diferențe de durabilitate de un ordin de mărime de zeci de ori (fig. 3).

Pentru definirea *cîmpului de împrăștiere* a curbelor Wöhler se recurge de cîțiva ani la metoda *statisticii matematice*. Astfel *W. Weibull* [4], *A. M.*

Freudenthal și *E. J. Grümbel* [5], [6], *R. F. Mehl* și colaboratori precum și alți cercetători [9], [10], au studiat experimental și teoretic împrăștierea durabilității. Pentru a obține un număr mai mare de date care se pretează la evaluări statistice, încercările la oboseală s-au executat după metoda Probit [11] sau după aceea a treptelor — Staircase — [11], [12]. Metoda din urmă poate fi folosită cu succes îndeosebi în cazul cînd se cere determinarea rezistenței la oboseală a unor epruvete dintr-un material de compoziție și de rezistență statică cunoscute. Folosind această metodă, zona de împrăștiere așteptată se împarte în trepte de 0,5 sau 1,0 kgf/mm² și se începe încercarea primei epruvete cu o treaptă de solicitare cu puțin mai ridicată sau mai scăzută decît rezistența la oboseală scontată. După cum epruveta se rupe sau rezistă la un număr de cicluri impus, următoarea epruvetă se supune unei solicitări cu o treaptă imediat superioară sau inferioară. Un exemplu pentru această metodă de încercare este dat în *figura 4*, în care s-au utilizat 15 epruvete. Pentru fixarea cîmpului de împrăștiere, în domeniul durabilității limitate, s-au continuat încercările pe cîte 9 epruvete și s-au determinat probabilitățile de 10, 50 și 90% a depășirii durabilității.

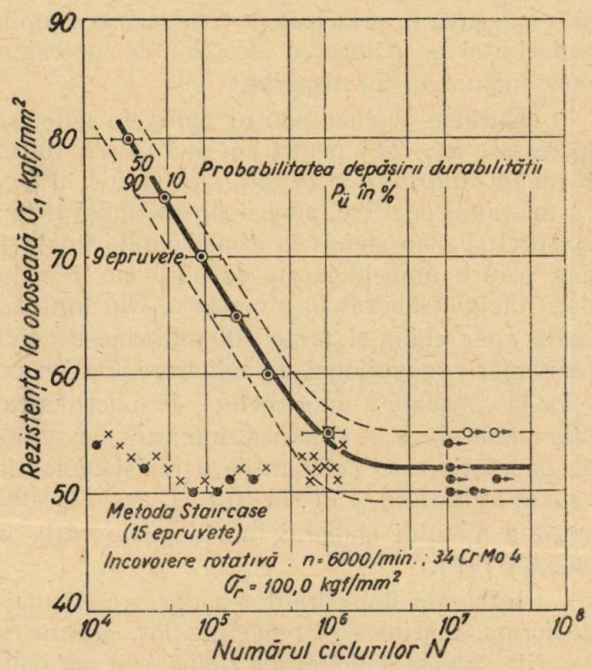


Fig. 4. Determinarea rezistenței la durabilitate limitată și a celei la oboseală (σ_{-1}), după metoda Wöhler modificată.

Evaluarea statistică a încercărilor de oboseală presupune în general că parametrii: analiza chimică, gradul de puritate, rezistența, structura etc., care influențează rezistența la oboseală, respectă legile statistice și că însăși producerea ruperii prin oboseală are un caracter statistic. Admițînd că într-un material se găsesc locuri defecte sub forma unor neomogenități, s-au dezvoltat, cu ajutorul statisticii și a calculului de probabilitate, cîteva teorii ale rezistenței la oboseală [13], [14], [15], însă a căror verificare experimentală încă lipsește.

3. Elaborarea și rezistența la oboseală a oțelurilor de rezistență ridicată

Diferitele procedee și măsuri ce se iau la fabricarea oțelurilor, de exemplu mărimea și sistemul cuptoarelor, căptușeală, conducerea operației de elaborare, temperatura de topire și de turnare, forma și mărimea cochilei, permit o modificare în limite largi a proprietăților mecanice ale materialelor și adaptarea lor optimă la scopul de utilizare preconizat [16]. Înainte de toate, prin perfecționarea metalurgiei în vid s-a reușit obținerea oțelurilor de îmbunătățire de rezistență ridicată și a oțelurilor pentru rulmenți și arcuri cu proprietăți deosebit de bune. Îmbunătățirea proprietăților se obține prin fenomene dependente de presiune, care se petrec în oțelul topit, și se bazează în principal pe o degazare a topiturii, pe o evaporare a părților nedorite și pe reducerea efectelor de încrestare interioare datorită formării unor incluziuni fin disperse.

Curbele Wöhler pentru epruvete netede și încrestate (coeficientul de încrestare $\alpha_k = 3{,}8$) pentru un oțel marca 100 Cr6, cu 1% C și 1,3% Cr, elaborat *în atmosferă și în vid,* sînt redate în *figura 5.* Epruvetele s-au eboșat cu toleranțe pozitive, apoi s-au îmbunătățit la o duritate Rockwell C de cca 60 HRC și s-au șlefuit la dimensiunile finale [17]. Oțelul elaborat în vid a dat, pentru ambele forme de epruvete, rezistențe la oboseală mai ridicate decît oțelul elaborat în atmosferă. Din figură mai rezultă că ruperi la oboseală apar chiar și peste 100 milioane de cicluri de solicitare, considerate ca număr convențional de solicitare. Deci o comparare a valorilor rezistențelor la oboseală a unor oțeluri, de o asemenea rezistență ridicată, este posibilă numai dacă se specifică numărul convențional admis de cicluri și cîmpul de împrăștiere. O comparație a rezistențelor la oboseală a oțelurilor elaborate în atmosferă și în vid *(fig 6)*, arată că îmbunătățirea rezistenței la oboseală a oțelului elaborat în vid poate varia între 0 și 50% (în medie cca 16,5%) [17].

Influența impurităților asupra rezistenței la oboseală este determinată de forma, mărimea și repartiția lor, precum și de poziția acestora față de locurile supuse solicitărilor ridicate în epruvetă, precum și de tipul de solicitare. Pentru utilizarea practică a oțelurilor este determinant dacă și în ce mod variază cifrele de rezistență mecanică determinate asupra epruvetelor prelevate, în direcția laminării și transversal, din bare laminate sau piese forjate de dimensiuni mai mari.

Figura 7 reprezintă rezultatul evaluării unor cercetări privind rezistența la oboseală în direcția longitudinală și cea transversală, determinată asupra epruvetelor netede, la oțeluri elaborate în atmosferă și în vid, îmbunătățite la rezistențe la întindere ridicate [17]. Pentru ambele metode de

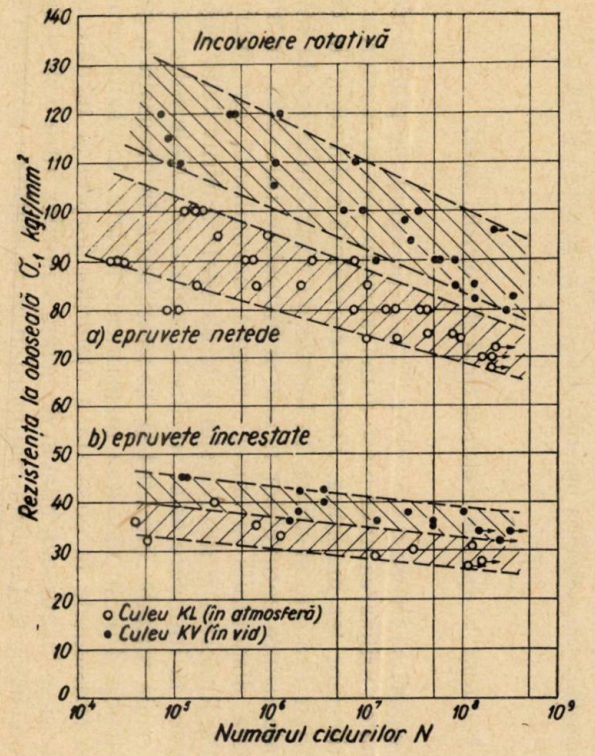


Fig. 5. Curbele Wöhler ale epruvetelor netede și cu concentratori a unui oțel 100/Cr/6 elaborat în atmosferă și vid. Încovoiere rotativă : $\sigma_m=0$; n=6000/min. Epruvete netede : d_a=5,6 mm. Epruvete cu concentratori : d=7,0 mm, d_i=5,6 mm t=0,7 mm, r=0,1 mm, a_k=3,8.

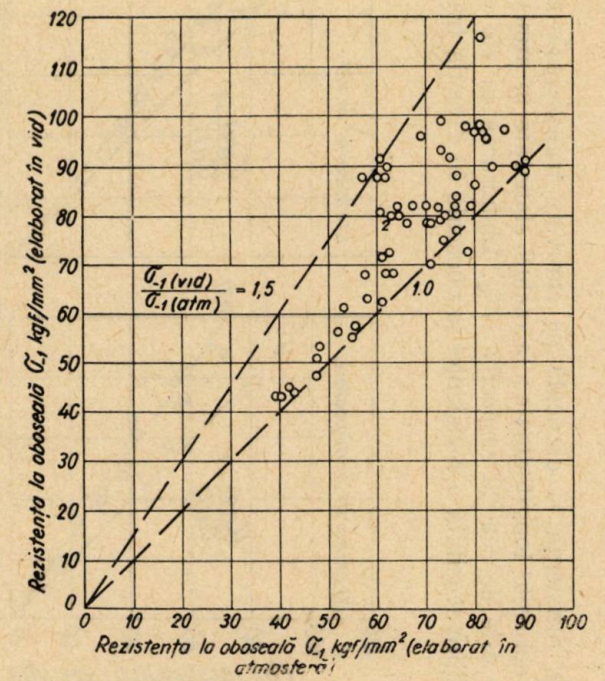

$\frac{\sigma_{-1}(vid)}{\sigma_{-1}(atm)}$ = 1,5
1,0
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm² (elaborat în vid)
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm² (elaborat în atmosferă)

Fig. 6. Rezistența la oboseală, la încovoiere rotativă σ_{-1}, a oțelurilor elaborate în atmosferă și în vid.

elaborare, rezistența la oboseală pe epruvete transversale este mai mică decît pe epruvete longitudinale ; la oțeluri elaborate în atmosferă și în vid diferența este de cca 29 respectiv 17%. Elaborarea în vid duce deci la o îmbunătățire sensibilă a rezistenței la oboseală în direcția transversală.

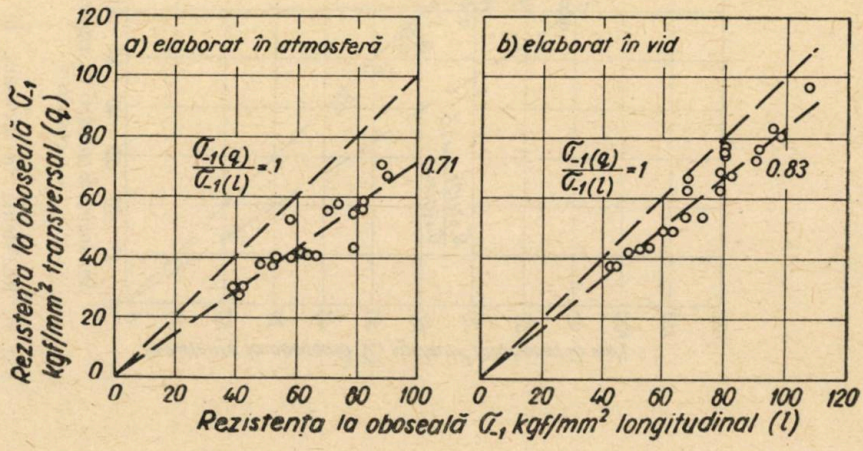

a) elaborat în atmosferă
b) elaborat în vid
$\frac{\sigma_{-1(q)}}{\sigma_{-1(l)}}=1$
0.71
0.83
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm² transversal (q)
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm² longitudinal (l)
0 20 40 60 80 100 120

Fig. 7. Rezistența la oboseală, la încovoiere rotativă (σ_{-1}), determinată în direcția longitudinală și transversală a oțelurilor elaborate în atmosferă și vid.

4. Rezistența la oboseală a oțelului forjat și a oțelului turnat

În multe cazuri se folosesc oțeluri de compoziție egală, fie pentru piese forjate, fie turnate ; utilizarea unor piese astfel fabricate cere cunoașterea valorilor caracteristicilor lor mecanice. *Figura 8* reprezintă rezistențele la oboseală ale oțelurilor nealiate și aliate, în funcție de rezistențele lor la întindere, determinate asupra epruvetelor netede și încrestate ($\alpha_k = 2{,}2$), în stare forjată și turnată, disponibile în starea recoaptă, normalizată sau îmbunătățită [18], [19]. Raportul dintre rezistența la oboseală a epruvetelor netede și aceea de rupere la întindere este cuprins la materiale forjate între 0,5 și 0,6, iar la materiale turnate, între 0,4 și 0,5 ; rezistența la oboseală a celor din urmă este numai 4/5 din valoarea materialelor forjate. În cazul epruvetelor încrestate rezistențele la oboseală a oțelurilor forjate și turnate sînt foarte apropiate și se încadrează bine în domeniul valorilor între 0,25 și 0,35. Sensibilitatea oțelurilor forjate este mai mare în comparație cu aceea a celor turnate, cu efecte interioare de încrestare, dar în prezența crestăturilor exte-

rioare — rezistența la oboseală determinată asupra epruvetei încrestate — rezistența lor la oboseală nu este sensibil influențată prin operația tehnologică de forjare sau turnare.

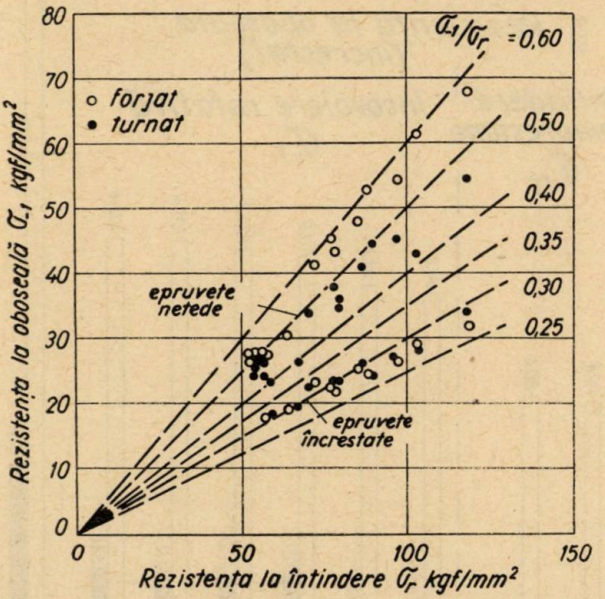


Fig. 8. Rezistența la oboseală, la încovoiere rotativă (σ_{-1}), a oțelului forjat și turnat [18], [19].

5. Parametrii care influențează mărimea rezistenței la oboseală

Pe lîngă influența parametrilor discutați care influențează rezistența la oboseală — cum sînt modul de elaborare și de prelucrare, în atmosferă sau în vid, forjat sau turnat — se mai adaugă și alți parametri care au o influență asupra rezistenței la oboseală: compoziția chimică, rezistența de rupere la întindere și structura, forma concentratorului, frecvența ciclurilor la încercare și solicitarea medie la care se determină rezistența la oboseală, precum și mărimea epruvetei, temperatura și mediul înconjurător [20], [21].

Din cercetările asupra aliajelor binare de fier cu adaose de C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo etc. rezultă [16] că influența elementelor individuale de aliere asupra rezistenței la oboseală este aceeași ca și asupra rezistenței la întindere și a durității. La oțeluri nealiate normalizate, rezistența la întindere, limita de curgere și rezistența la oboseală cresc cu creșterea conținutului de carbon pînă la trecerea din domeniul subeutectoid în cel supraeutectoid, la cca 0,6—0,9 C; peste această limită cifrele de rezistență scad din nou [16].

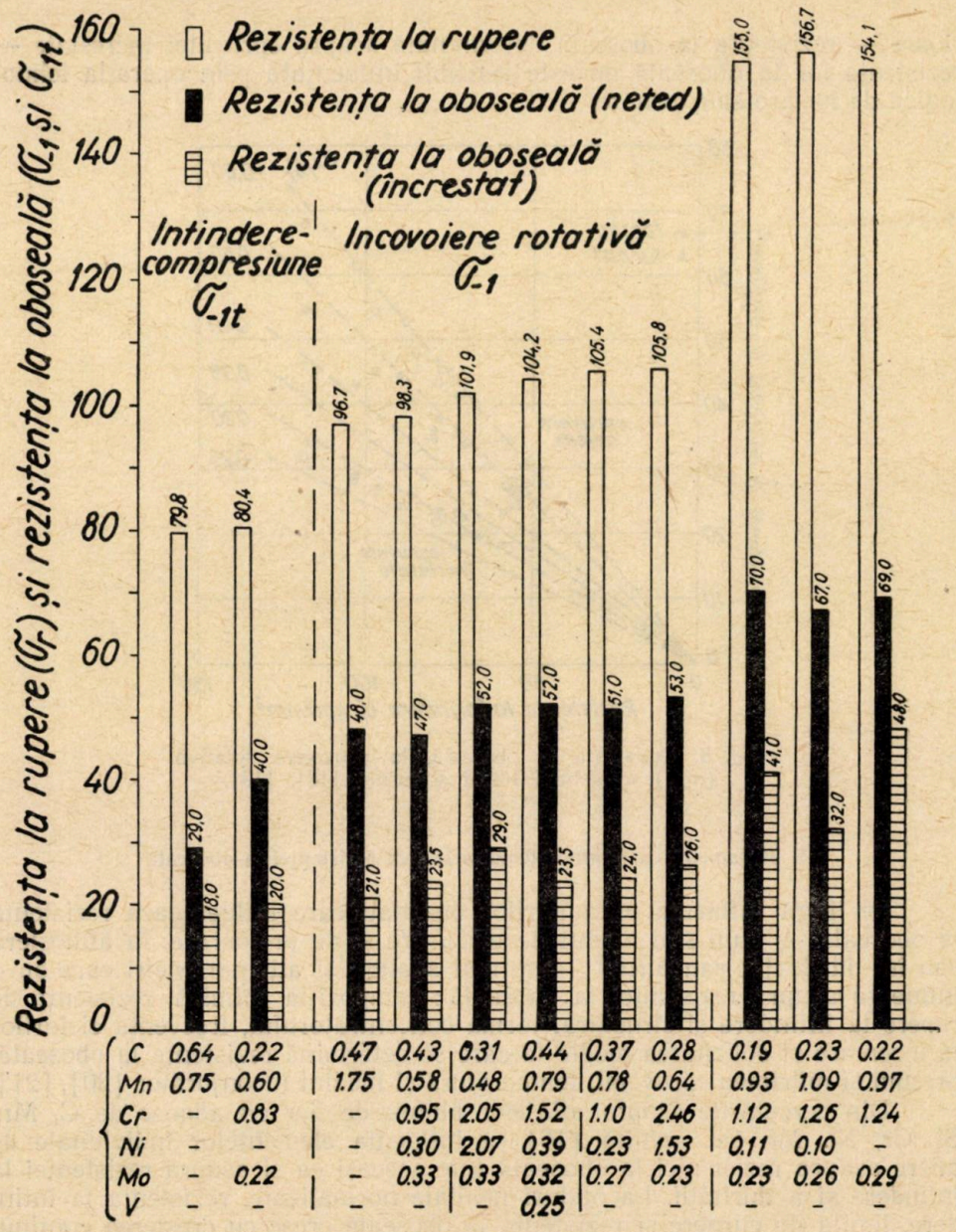


Fig. 9. Rezistența la oboseală, la încovoiere rotativă σ_{-1}, a oțelurilor cu compoziții diferite și rezistența lor la rupere, la întindere.

În *figura 9* sînt reprezentate rezistențele la oboseală ale oțelurilor de compoziții diferite, determinate asupra epruvetelor netede și încrestate și se arată cum variază rezistența la oboseală la oțelul de aceeași compoziție chimică. Diferențele între rezistențele la oboseală ale unui oțel nealiat cu 0,64% C recopt și ale unui oțel Cr—Mo (grupa I) sînt considerabile, cu toate că ambele au o rezistență la rupere practic egală de cca 80 kgf/mm². Aceasta ar putea fi bazată, în principal, pe structura diferită a celor două oțeluri (ferito-perlitică, respectiv martensitică de îmbunătățire) și pe raportul diferit între limita de curgere și rezistența la rupere (σ_c/σ_r=0,57 respectiv 0,71); oțeluri de mărci diferite (grupa 2 seria 1 și 2) pot avea rezistențe la oboseală aproape egale. În schimb la oțeluri de mărci egale, cu procente de elemente de aliere diferite, avînd rezistențe la întindere aproape egale, de 102—106 kgf/mm² (grupa 2, seria 3—6), se pot înregistra la epruvete netede rezistențe la oboseală aproape egale (± 51/53 kgf/mm²), iar la epruvete cu concentratori, rezistența la oboseală variază între ± 23,5/29,0 kgf/mm². De asemenea la mărci egale de oțeluri, ale grupei 3, cu rezistența la rupere de 155 kgf/mm², diferențele între rezistențele la oboseală la epruvete netede sînt reduse (± 67/70 kgf/mm²), pe cînd cele la epruvete cu concentratori prezintă diferențe mai mari (± 32/48 kgf/mm²).

De multe ori se cere, pe lîngă un grad de puritate înalt al oțelurilor, o lipsă de susceptibilitate la decarburare, la fisurații de călire sau la supraîncălzire, cu ocazia tratamentului termic, precum și o bună călibilitate și o structură uniformă. În cazul din urmă se tinde spre o structură fin granulară (a se compara fig. 3), deoarece o structură grosieră sau mixtă duce la diminuarea rezistenței la durabilitate limitată și la oboseală; rezistența la oboseală mai este diminuată și de acele de ferită, respectiv de cantități mai mari de ferită sau austenită reziduală, în oțelurile martensitice în stare îmbunătățită [21]. În *figura 10* s-au reprezentat valorile minime, maxime și medii ale rezistenței la rupere (σ_r) și ale rezistenței la oboseală la încovoiere rotativă (σ_{-1}) precum și raportul σ_{-1}/σ_r pentru diferite structuri [23]. Rezistențele cele mai mici, dar la un raport σ_{-1}/σ_r maxim de cca 0,60, se înregistrează la oțeluri cu structură feritică. Oțelurile cu structură preponderent feritică arată o creștere a rezistențelor și o valoare medie a raporturilor σ_{-1}/σ_r de 0,48. Prezența în structură a unei componente mai moi, de exemplu o proporție mai ridicată de ferită în masa perlitică, reduce rezistențele, însă raportul σ_{-1}/σ_r își păstrează valoarea de 0,48 înregistrată la oțelurile perlitice. Susceptibilitatea pronunțată de ecruisare a oțelurilor austenitice influențează favorabil rezistența la întindere; rezistența la oboseală a acestor oțeluri este însă relativ redusă (σ_{-1}/σ_r cca 0,40). O majorare deosebită a rezistenței la întindere apare la oțeluri preponderent martensitice. Sensibilitatea mare a acestor oțeluri la rugozitate și la concentratori, legată de fisuri minuscule și tensiunile remanente ridicate, nu permit o ridicare corespunzătoare a rezistenței la oboseală; mai mult, prin acestea raportul σ_{-1}/σ_r scade la cca 0,33. Prin revenirea oțelurilor călite se obțin structuri

de îmbunătățire (martensită revenită, sorbită, osmondită) care asigură valori ridicate ale rezistenței la întindere și la oboseală ($\sigma_{-1}/\sigma_r \approx 53$).

Pentru cercetarea problemei variației raportului σ_{-1}/σ_r, în funcție de *rezistența la întindere* [24], în *figura 11* s-au reprezentat aceste rapoarte, pe

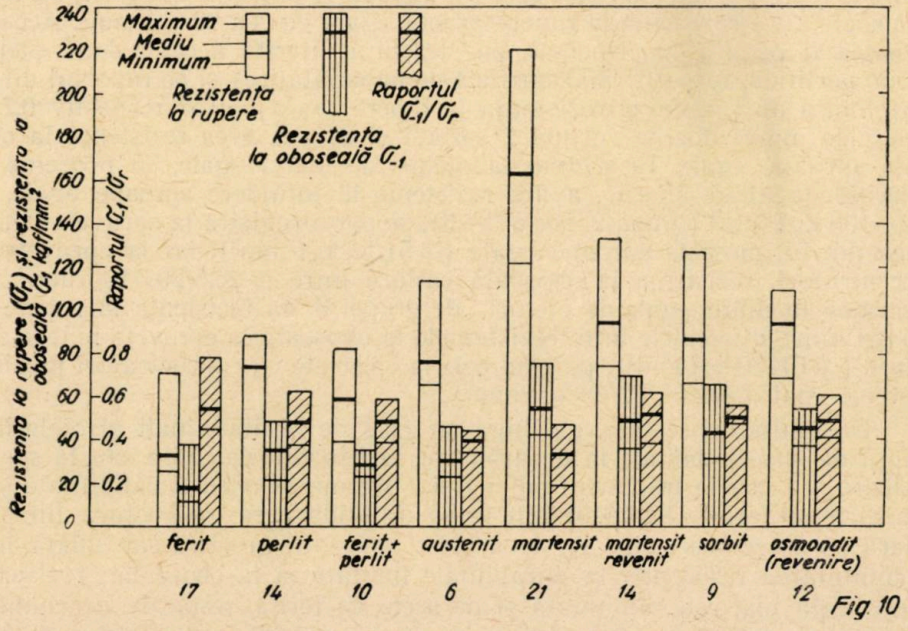


Fig. 10. Rezistența la rupere, la întindere (σ_r), la încovoiere rotativă (σ_{-1}) și raportul (σ_{-1}/σ_r) în funcție de felul structurii.

intervale de 10 kgf/mm², ale rezistenței la întindere, în domeniul 30 pînă la 210 kgf/mm²; se indică atît valorile medii cît și cele minime și maxime. Rezultă că la epruvete netede, la o creștere a rezistenței la întindere, trebuie să contăm pe o scădere a raportului σ_{-1}/σ_r; numai în intervalul de la 40 la 100 kgf/mm², al rezistenței la întindere, rezultă o valoare medie a raportului de 0,50.

Atît limita de curgere, determinată la încercarea statică la întindere, cît și rezistențele la oboseală, trebuie considerate drept limite de deformare, care, odată depășite, apar deformații plastice; din această cauză s-a căutat adeseori relevarea unei legături între limita de curgere și rezistența la oboseală [25]. Este cunoscut că valoarea raportului σ_{-1}/σ_r crește cu creșterea rezistenței la întindere; diferențe mai mari ale acestui raport apar în special la oțeluri cu rezistență mai scăzută (40 pînă la 80 kgf/mm²), pe cînd la rezistențe la întindere de la 100 pînă la 120 kgf/mm², raportul σ_{-1}/σ_r variază între 0,65 și 0,95. *Figura 12* arată variația rezistenței la oboseală σ_{-1} în funcția raportului σ_c/σ_r, la oțeluri de $40 \pm 2{,}0$ și de 60 ± 20 kgf/mm²;

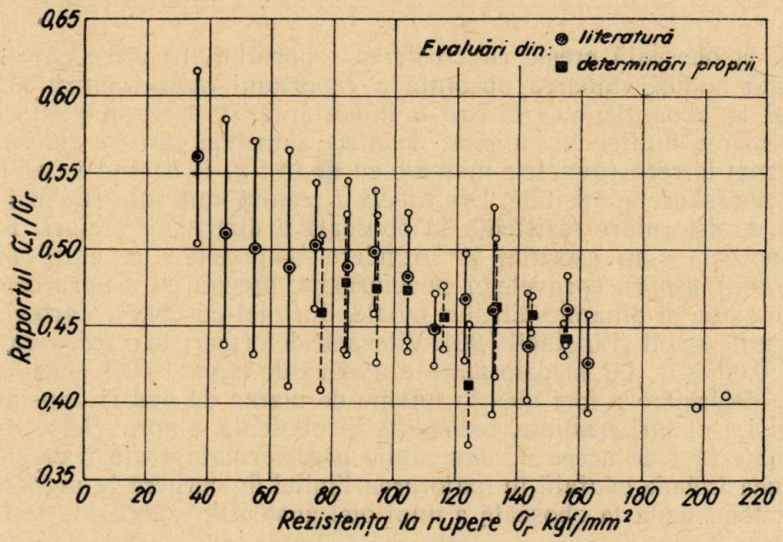


Fig. 11. Raportul (σ_{-1}/σ_r) în funcție de rezistența la rupere, la întindere (σ_r).

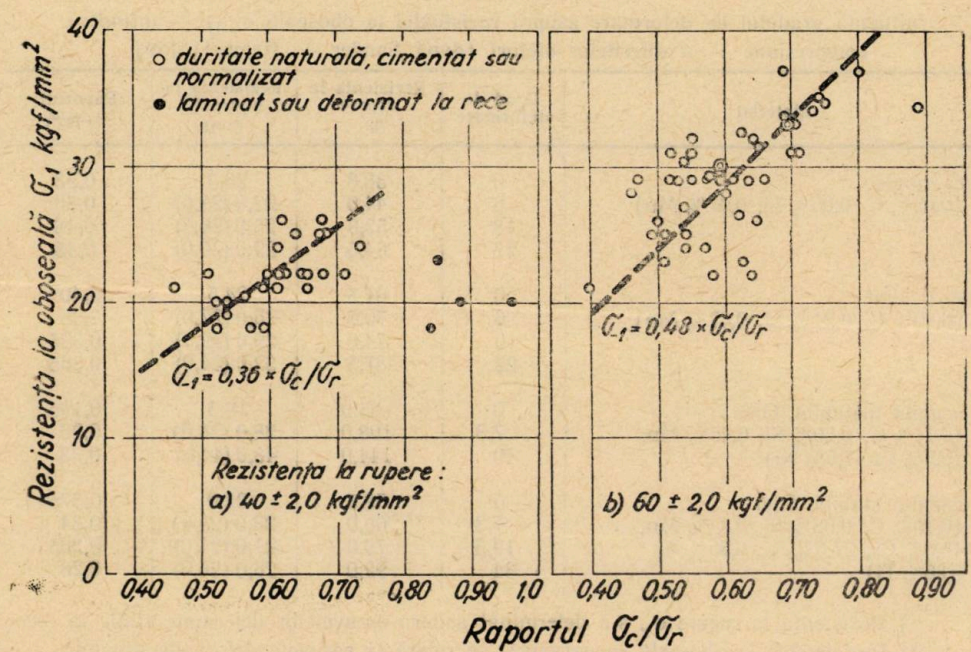

duritate naturală, cimentat sau normalizat
laminat sau deformat la rece
$\sigma_{-1} = 0{,}36 \times \sigma_c/\sigma_r$
$\sigma_{-1} = 0{,}43 \times \sigma_c/\sigma_r$
Rezistența la rupere:
a) 40 ± 2,0 kgf/mm²
b) 60 ± 2,0 kgf/mm²
Rezistența la oboseală σ_{-1} kgf/mm²
Raportul σ_c/σ_r

Fig. 12. Rezistența la încovoiere rotativă (σ_{-1}), în funcție de raportul ($\sigma_c\sigma/_r$) [25].

rezistența la oboseală crește cu creșterea raportului. În orice caz nu este determinată numai valoarea absolută a raportului σ_c/σ_r pentru creșterea rezistenței la oboseală σ_{-1} ci are o importanță și operația prin care se obține creșterea limitei de curgere, deoarece punctele care se referă la un oțel deformat la rece (punctele marcate cu ● în fig. 12 a) cad în afara unei zone de împrăștiere admisibilă. Din *tabela I* rezultă cum influențează modul și gradul de deformare rezistența la oboseală a diferitelor oțeluri. Încercările la oboseală s-au executat la întindere-compresiune repetată ($\sigma_m = 0$, $n = 2\,000$/min) asupra epruvetelor nedeformate, precum și asupra celor predeformate static și dinamic din fier moale, din oțel cu 0,40% carbon și din oțel austenitic stabil și instabil [26]. Viteza de deformare la ecruisarea statică a fost de 0,005%/s, iar la deformare dinamică de circa 10 000—20 000%/s; gradul de deformare a fost ales în funcție de marca de oțel și cuprins între 0 și 40%. La oțeluri nealiate, rezistența la oboseală a epruvetelor dinamic predeformate față de aceea a celor static predeformate arată o creștere redusă; cauza trebuie căutată în majorarea limitei de curgere la predeformări dinamice. Rezistența la oboseală a unui oțel austenitic stabilizat, deși crește cu gradul de deformare nu este influențată de modul — static sau dinamic — al predeformării; la oțelul austenitic nestabilizat, rezistența la oboseală

Tabela I

Influența gradului de deformare asupra rezistenței la oboseală σ_{-1t} — întindere compresiune — a diferitelor oțeluri (după Sander — Hempel) [26]

Material	Grad de deformare	Rezistența la rupere σ_r	Rezistența la oboseală σ_{-1t}	Raportul σ_{-1t}/σ_r
Fier moale (0,02% C, 0,05% Si, 0,07% Mn)	0	38,8	20,5	0,53
	6	44,0	22,0 (23,0)	0,50
	18	52,0	25,0 (26,0)	0,48
	27	64,5	29,0 (30,0)	0,45
Oțel nealiat (0,40% C, 0,21% Si, 0,47% Mn)	0	61,5	24,5	0,40
	6	70,0	25,0 (27,0)	0,36
	10	74,0	29,0 (29,0)	0,395
	22	87,5	32,0 (34,0)	0,365
Austenită instabilă, Oțel (0,11% C, 0,79% Si, 0,45% Mn, 19,3% Cr, 7,5% Ni)	0	95,0	18,5	0,195
	7,3	108,0	28,0 (28,0)	0,26
	40	144,0	48,0 (44,0)	0,33
Austenită stabilă, Oțel (0,15% C, 0,98% Si, 0,84% Mn, 15,3% Cr, 27,8% Ni, 0,35% V, 0,35% Ti)	0	58,5	22,0	0,375
	7,3	68,0	23,0 (23,0)	0,34
	19,5	79,0	21,0 (21,0)	0,265
	34	92,0	26,0 (26,0)	0,28

[1]) Rezistența la rupere σ_r s-a determinat asupra epruvetelor deformate static la rece.

[2]) Rezistențele la oboseală în paranteze se referă la epruvete deformate dinamic.

[3]) Raportul σ_{-1t}/σ_r s-a calculat numai pentru epruvete nedeformate și epruvete deformate static.

crește considerabil cu gradul de deformare, în schimb la creșterea vitezei de deformare rezistența la oboseală scade. Comportarea diferențiată a oțelului din urmă se explică în felul următor : limita de curgere la solicitare statică a acestui oțel este mai ridicată decît la solicitare dinamică ; în plus, cantitatea de martensită produsă la viteze mari de deformare este mai redusă, ceea ce duce la rezistențe mai mici decît la viteze de deformare mai scăzute.

De influența structurii și înainte de toate a *mărimii grăunților,* trebuie să ținem seama în cazul cînd încercările la oboseală se fac asupra epruvetelor cu concentratori de formă diferită. Această influență se evidențiază clar în special la materiale cu grăunți fini ; cu cît este mai ascuțită o crestătură, deci cu cît crește α_k, cu atît descrește influența mărimii grăunților asupra rezistenței la oboseală în prezența concentratorilor [22]. În același sens ca și formarea grăuntelui grosier, acționează și decarburarea superficială, diminuînd rezistența la oboseală a epruvetelor netede ; măsura în care se manifestă influența negativă a decarburării depinde de marca de oțel, rezistența la întindere și adîncimea stratului decarburat [23], [27].

La epruvetele metalice, supuse la solicitări variabile în timp și repetate, procesele de alunecare și fisurile pornesc de la suprafață. Este explicabil deci că rolul proprietăților fizico-mecanice ale stratului apropiat de suprafață este de o importanță însemnată, deoarece prin procedeele de prelucrare mecanică, termică și chimică se schimbă proprietatea acestor straturi. Într-o prezentare sintetică M. Hempel [27] tratează influența stării suprafeței asupra rezistenței la oboseală, discutînd influența calaminei de laminare și de recoacere, a stratului exterior la piese turnate, precum și a uzinării prin strunjire, șlefuire și poleire legat de rugozitatea și structura stratului exterior, a tensiunilor remanente după tratamente chimice și electrolitice precum și a crestăturilor și defectelor la suprafață.

6. Rezistența la oboseală la temperaturi scăzute

O solicitare variabilă și repetată la temperaturi scăzute este caracterizată în primul rînd prin faptul că se produce un flux de căldură mai intens între epruvetă și mediul de răcire care înconjoară epruveta și este necesară o solicitare mai mare pentru producerea unei stări critice aferentă rețelei cristaline, în locuri prevalate din punct de vedere energetic, stare care face posibilă schimbarea poziției atomilor și — legat de aceasta — fenomenele de alunecare și de curgere.

În *tabela 2* s-a trecut valoarea rezistențelor la oboseală la întindere-compresiune, la solicitări medii diferite determinate asupra epruvetelor cu concentratori ($\alpha_k = 4{,}3$) din două oțeluri aliate și trei oțeluri nealiate ($n = 3\,000$/min și $N = 5 \cdot 10^6$), precum și rezistențele la întindere, pentru temperaturii de +20, —78 și —188 °C [28]. Se observă, în toate cazurile, la trecerea de la temperatura ambiantă la temperaturi scăzute, o creștere a rezistenței la oboseală. Din valorile trecute în tabelă se poate construi și dia-

Rezistențele la oboseală a diferitelor oțeluri la temperaturi scăzute (după Hempel—Luce)[28] *Tabela 2*

Material	Compoziția						Tratamentul termic	Temperatura °C	+20 °C		−78 °C		−188 °C	
	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %		Mărimea [1]	Neted	Cu concentratori [2]	Neted	Cu concentratori [2]	Neted	Cu concentratori [3]
Oțel Cr-Mo	0,22	0,33	0,60	0,83	0,09	0,22	850°/apă revenit 600—610°	σ_r kgf/mm²	80,4	—	90,7	—	121,3	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±40 25±36	— —	0±42 30±38	— —	0±68 40±55	— —
							850°/apă revenit 520—530°	σ_r kgf/mm²	95,5	—	108,5	—	136,0	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±49 30±41	0±18 60± 9	0±54 30±44	0±20 60±14	0±76 50±60	0±24 70±14
Oțel Cr-Ni-Mo	0,34	0,27	0,45	1,88	2,27	0,40	850°/ulei revenit 620°	σ_r kgf/mm²	105,0	—	120,7	—	144,3	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±55 35±47	— —	0±59 40±48	— —	0±78 50±58	— —
Oțel 34.11	0,08	Urme	0,59	—	—	—	1/2h/930°/ aer	σ_r kgf/mm²	42,5	—	51,7	—	80,5	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±19 5±18 10±17	0±13 7±11	0±26 5±29	0±14 29± 9	0±58 20±50	0±17 30±14
Oțel 50.11	0,40	0,17	0,78	—	—	—	1h/870°/ cuptor	σ_r kgf/mm²	62,4	—	74,1	—	95,2	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±22 10±21	0±15 20± 8	0±30 15±26	0±16 25± 9	0±64 30±52	0±20 60±13
Oțel 70.11	0,64	0,11	0,75	—	—	—	1h/780°/ aer	σ_r kgf/mm²	79,8	—	90,2	—	101,93	—
								σ_{-lt} kgf/mm²	0±29 10±27 20±23 30±22	0±18 20±11	0±37 10±34	0±19 25±13	0±69 30±58	0±22 60±12

[1]) σ_r *este rezistența la rupere, determinată numai le epruvete netede;* σ_{-lt} *rezistența la oboseală la întindere compresiune pentru diferite valori ale* σ_m *și forme de epruvete.*

[2]) *Coeficientul de concentrare a apruvetelor încrestate* $a_k = 4{,}3$.

[3]) *Epruvete rupte menite de a fi ajuns la* P_{max}; *rezistența la rupere calculată din duritate la −188 °C s-a găsit 119 kgf/mm².*

grama rezistențelor limită [3] după Smith sau Haigh ; alura acestora este aceeași ca și la temperatura ambiantă, dar valorile rezistențelor limită cresc cu descreșterea temperaturii. În plus, din valorile indicate rezultă că și coeficienții de concentrare — raportul dintre rezistența la oboseală determinată asupra epruvetelor cu concentratori și aceea care corespunde celor netede — cresc cu scăderea temperaturii ; creșterea sensibilității la concentratori pentru —78 °C este mică, în schimb între —78 și —188 °C devine însemnată. Acest rezultat este confirmat între +20 și —78 °C și de alte cercetări executate de *A. Pomp* și *M. Hempel* [29], asupra a 15 oțeluri de construcție de compoziții diferite și asupra a patru mărci de oțeluri turnate.

7. Rezistența la oboseală la temperaturi ridicate

Cazurile de defectare caracterizate prin ruperi la oboseală, întîlnite la conducte, cazane și turbine, arată că piesele unor astfel de construcții nu sînt supuse numai unei solicitări statice la temperaturi ridicate ci și la solicitări variabile ca intensitate și durată, provocate de variații de presiune și temperaturi, precum și la cele produse de trepidații și fenomene de rezonanță. Cercetările făcute pînă în prezent la temperaturi ridicate asupra oțelurilor și aliajelor termorezistente, au condus la rezultate valoroase în probleme izolate, dar acestea nu sînt suficiente pentru a putea trage concluzii de o valabilitate generală ; astfel lipsesc cercetări suficiente asupra influenței mărcii materialelor, a frecvenței de încercare și a numărului convențional de cicluri asupra rezistenței la oboseală la cald [20], [21], [30], [34]. Cercetările mai sînt îngreunate prin faptul că, similar solicitărilor de lungă durată a materialelor termo-rezistente la solicitări și temperaturi constante, la solicitare variabilă în timp și repetată la temperaturi ridicate se produc simultan mai multe fenomene caracterizate prin deformări elastice și plastice, ecruisare, odihnire și recristalizare precum și modificări de structură și precipitări.

În *tabela 3* s-a trecut un număr mai mare de rezistențe la oboseală la solicitări întindere-compresiune ($\sigma_m = 0$; n=666, 1 000 și 2 000/min), stabilite pentru durate de 100 și 300 h, determinate în Institutul „Max-Planck" de cercetări pentru oțel. Seriile 1, 2, 4, 8 și 9 se referă la oțeluri pentru țevi și construcții mecanice ; seriile 3 și 10 aparțin grupei oțelurilor feritice pentru construcții mecanice, seriile 5 și 11 pînă la 15 se referă la oțeluri, respectiv aliaje austenitice anticorozive.

În seriile 6 și 7 s-a studiat influența adaoselor de titan și niobiu asupra rezistenței la oboseală a unui oțel nealiat, iar în seriile 14 și 15 s-au cercetat aliaje crom-nichel cu și fără adaose de cobalt, fără și cu alte adaose de aliere, care duc la formarea carburilor sau fazelor intermetalice. La materiale feritice (seriile 1 și 2) se produce în domeniul ruperilor fragile albastre (de la 300 pînă la 400 °C) o creștere a rezistenței la întindere și la oboseală. La seriile 3 pînă la 13 și 15 s-au determinat rezistențele la întindere, durităților Vickers HV10 și rezistențele la oboseală la temperaturi de la 500 la

Tabela 3

Rezistența la oboseală la întindere-compresiune σ_{-lt} la diferite temperaturi pentru o durată de 30[illegible] ore

Seria	Material	Compoziția chimică în %											Temperatura °C	Rezistența la întindere σ_r kgf/mm²	Rezistența la oboseală întindere-compresiune[a]) σ_{-lt} kgf/mm²)	Raportul σ_{-lt}/σ_r
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Co	Ti	Nb/Ta	Altele				
1	Asemănător 13CrMo4 4	0,13	0,59	0,40	0,74	0,18	0,67	—	—	—	—	—	20	77,2	35,0	0,455
													100	67,4	34,0	0,505
													200	66,1	33,0	0,500
													300	68,0	40,0	0,590
													400	71,0	38,0	0,535
													500	62,6	33,0	0,525
2	15Mo5	0,14	0,27	0,43	—	—	0,51	—	—	—	—	—	20	48,0	19,0	0,395
													400	45,5	25,0	0,550
													500	36,3	21,0	0,580
3	X10Cr13	0,12	0,49	0,47	13,2	—	—	—	—	—	—	—	20	76,7	32,5	0,425
													500	46,6	20,0	0,430
4	24CrMoV5 5	0,23	0,26	0,44	1,27	0,17	0,57	0,18	—	—	—	—	20	86,7	51,0	0,590
													500	66,2	33,0	0,500
													550	60,5	26,0	0,430
5	X8CrNiMo Mb 15 15	0,07	1,02	0,72	15,80	15,80	2,12	—	—	—	1,05	0,117 N	20	68,2	25,0	0,365
													550	—	23,5	—
													600	52,6	20,0	0,380
													650	52,3	18,0	0,345
6	Asemănător C 22	0,18	0,29	0,69	—	—	—	—	—	—	—	—	20	56,3	20,0	0,355
													500	34,5	12,0	0,350
	Asemănător C22+0,4Ti	0,16	0,45	0,84	—	—	—	—	—	0,36	—	—	20	83,7	33,0	0,395
													500	55,7	22,0	0,395

	Asemănător C22+0,6Ti	0,18	0,42	0,63	–	–	–	–	–	0,56	–	–	20 500	111,6 76,3	38,0 22,5	0,340 0,295
	Asemănător C22+0,8Ti	0,15	0,36	0,53	–	–	–	–	–	0,73	–	–	20 500	84,3 61,4	36,5 21,5	0,435 0,350
	Asemănător C22+2,0Ti	0,17	0,61	0,93	–	–	–	–	–	2,11	–	–	20 500	49,0 37,1	17,5 15,0	0,355 0,405
7	Asemănător C10+1,3Nb	0,11	0,30	0,32	–	–	–	–	–	–	–	1,32 Nb	20 500 600	83,0 62,1 53,5	33,0 16,5 9,5	0,400 0,265 0,180
8	13CrMo 4 4	0,14	0,25	0,42	0,99	–	0,45	–	–	–	–	–	550	34,4	17,0	0,495
9	30CrMoV9	0,31	0,29	0,65	2,73	0,15	0,29	0,30	–	–	–	–	550	49,6	20,0	0,405
10	X22CrMoV12	0,21	0,26	0,59	12,00	0,65	1,07	0,35	–	–	–	–	575	39,9	19,0	0,475
11	X8CrNiMo Nb 16 13	0,06	0,59	1,41	17,30	12,05	2,22	–	–	0,10	0,64	–	700	31,1	13,0	0,415
12	X8CrNiMo Nb 15 15 K	0,07	0,58	1,34	16,29	13,27	1,73	–	–	–	0,93	–	600	51,8	26,5	0,510
13	17Cr/14Ni +Mo +Ti	0,06	0,54	1,25	16,49	13,52	1,21	0,75	–	–	0,94	0,138 N	650	46,5	22,0	0,475
14	Cronidur 600	0,10	0,50	1,50	20	10	–	–	50	–	–	15 W, 3 Fe	20 800 900 1 000 1 100 1 200	109,0 66,3 52,0 33,5 19,7 9,6	48,5 31,0 20,5 12,0 6,0 1,0 [3])	0,445 0 465 0,395 0,360 0,305 0,105
														Duritate [4]) HV 10		
15	80Ni(20Cr)	0,005	Urme	0,06	20,38	78,63	–	–	–	–	–	0,31 Fe	700	125	7,0	–
	30Ni(20Cr) 40Co	0,012	0,05	0,018	19,7	30,0	–	–	39,4	–	–	10,4 Fe	700	150	15,0	–

Tabela 3 (continuare)

Seria	Material	Compoziția chimică în %											Temperatura °C	Rezistența la întindere σ_r kgf/mm²	Rezistența la oboseală întindere-compresiune²) σ_{-lt} kgf/mm²	Raportul σ_{-lt}/σ_r
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Co	Ti	Nb/Ta	Altele				
	65Ni(20Cr) 40Co+4Mo	0,32	0,13	0,89	20,6	64,5	3,73	—	—	—	—	8,72 Fe	700	230	20,0	—
	30Ni(20Cr) 35Co+4Mo	0,36	0,09	0,61	20,8	28,6	3,82	—	36,5	—	—	7,39 Fe	700	335	28,0	—
	30Ni(20Cr) 40Co+2Nb	0,03	0,10	0,57	20,3	29,8	—	—	39,4	—	—	2,25 Nb 7,35 Fe	700	230	22,0	—
	30Ni(20Cr) 40Co+6W	0,14	0,26	0,30	20,4	30,1	—	—	40,0	—	—	6,73 W 0,45 Fe	700	235	26,0	—
	30Ni(20Cr) 40Co+6W	0,35	0,07	0,26	20,2	30,1	—	—	39,7	—	—	6,45 W, 0,50 Fe	700	300	32,0	—
	75Ni(20Cr) +2Ti+0,7Al	0,02	0,01	0,08	19,9	75,6	—	—	—	2,10	—	0,71 Al 1,05 Fe	700	325	21,0	—
	75Ni(20Cr) +2Ti	0,016	0,01	0,10	20,0	75,2	—	—	—	2,05	—	2,0 Al 0,3 Fe	700	370	26,0	—
	30Ni(20Cr) 40Co+2Ti+ +1Al	0,06	0,08	0,07	20,6	27,4	—	—	40,1	1,90	—	1,20 Al, 8,8 Fe	700	345	26,0	—

[1]) *Rezistența la rupere a epruvetelor netede la temperatura respectivă.*
[2]) *La seriile 1—3 rezistențele la oboseală sînt date pentru o durată de 100 ore, la toate celelalte serii pentru 300 de ore.*
[3]) *Contează pentru o durată de 100 ore deoarece la 300 ore* $\sigma_{-lt} = 0$ *kgf/mm².*
[4]) *Se dă durata HV pentru o durată de revenire de 300 ore la 700 °C.*

700 °C, iar la seria 14 s-au determinat aceleași cifre de rezistență pentru temperaturi între 800 și 1 200 °C. Rezistența la oboseală a oțelurilor și aliajelor termorezistente depinde de constituția aliajelor și de tratamentul termic ; o influență favorabilă asupra rezistenței la oboseală o are în special un adaos de cobalt.

La încercările de oboseală la temperaturi ridicate trebuie avut în vedere faptul că numărul convențional de 10^7 cicluri, admis la astfel de încercări la temperatură ambiantă, nu este suficient pentru determinarea unei valori limită, deoarece la încercări la temperaturi de 500 pînă la 700 respectiv 1 200 °C mai apar ruperi la oboseală și peste 10^7 cicluri de solicitare. În *figura 13* s-au reprezentat curbele care arată timpul în ore, cît au rezistat

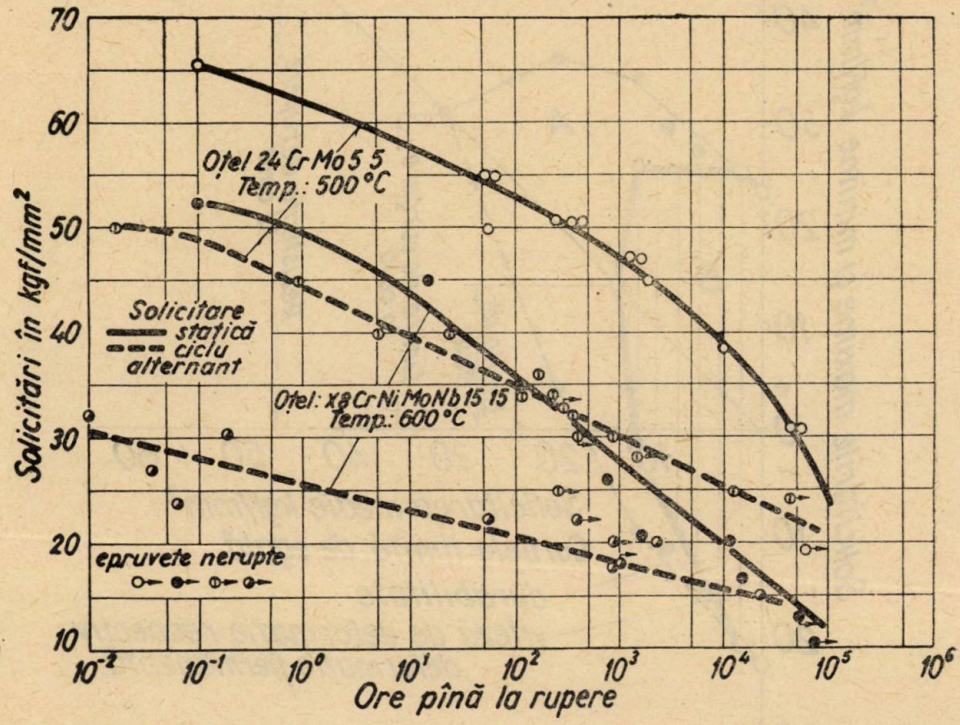


Fig. 13. Curbele de durabilitate ale unui oțel feritic și austenitic, la solicitări statice și dinamice, la 500 și la 600 °C [31]. Solicitare întindere-compresiune $\sigma_m=0$, n=1000/min ; sus în atmosferă : d=7,2 mm.

epruvetele din oțel 24 CrMoV55 și X 8 CrNiMoNb 15 15, la 500 și 600 °C, sub acțiunea sarcinilor statice și variabile în timp, în funcție de intensitatea solicitărilor. Se observă că toate curbele care se referă la sarcini variabile în timp sînt dedesubtul celor care se referă la sarcini statice ; mai rezultă că

la oţelul feritic (500 °C) se produc ruperi la un număr de solicitări care depăşeşte $7 \cdot 10^8$ (aproximativ după 12 000 de ore). Aceeaşi constatare se poate face la oţelul austenitic (600°) la care se produc ruperi şi după $1{,}2 \cdot 10^9$ cicluri (aproximativ 20 000 de ore) .Această constatare trebuie interpretată

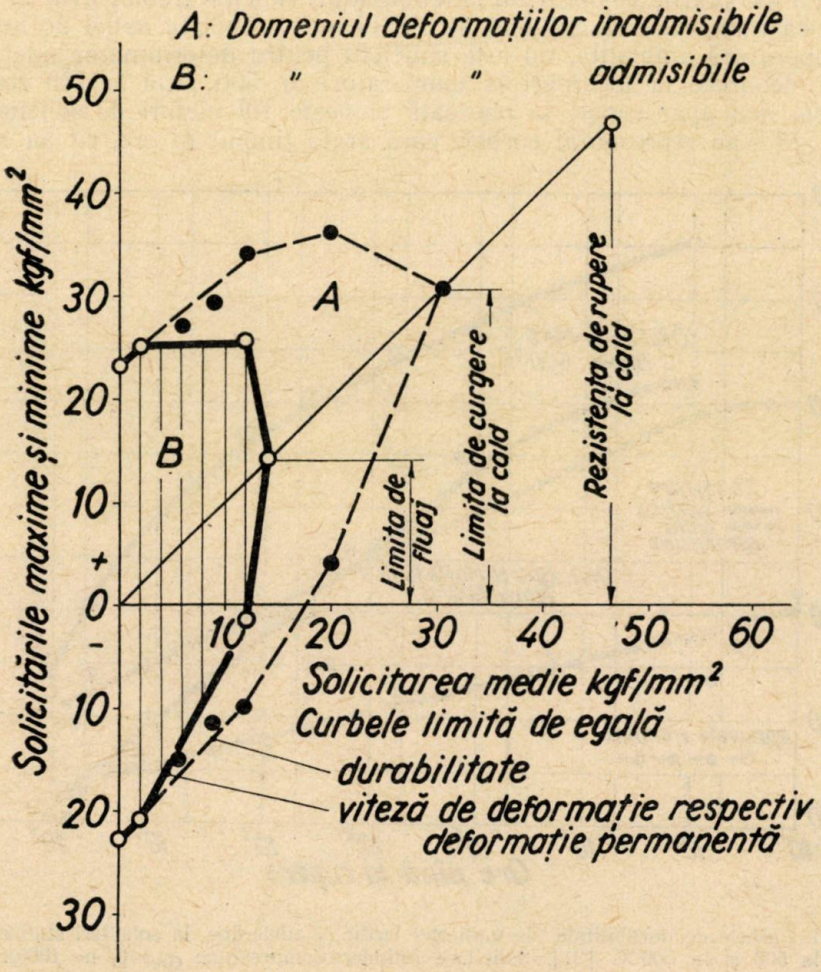


Fig. 14. Curba rezistenţelor limită ale unui oţel X10Cr13, la 500 °C, la epruvete netede, la întindere-compresiune : n=666/min, $N=2 \cdot 10^6$, d=14,0 mm.

în aşa fel că deformaţiile alternante de o durată lungă, legate de modificările succesive ale structurii în material sau în stratul exterior al epruvetei (apariţia calaminei respectiv oxidare în atmosferă) favorizează producerea

ruperii. La specificarea valorilor rezistenței la oboseală determinată la temperaturi ridicate — pentru definirea acestora — trebuie menționată deci întotdeauna frecvența la care s-a determinat și numărul de cicluri convențional, respectiv durata încercării precum și atmosfera din cuptorul folosit.

La încercări la oboseală, la temperaturi și solicitări medii ridicate, metoda Wöhler poate fi folosită la determinarea *diagramei rezistențelor limită,* pînă cînd nu apar deformații inadmisibil de mari. La solicitări medii mai mari, la materialele supuse la solicitări variabile în timp, se produc — ca și la solicitări statice de durată lungă — fenomene de curgere. Din această cauză, se cere, la determinarea rezistenței la oboseală după metoda Wöhler, o măsurare simultană a alungirii epruvetelor, în cursul încercării la oboseală, pentru a obține solicitarea la cald la care poate fi supus un material la temperatura ridicată fără a se rupe și deforma [33], [35]. În timp ce din metoda Wöhler rezultă diagrame a rezistențelor limită cu aceeași durabilitate, plafonate de valoarea limitei de curgere la cald *(fig. 14),* diagramele construite pe baza măsurătorilor de deformații delimitează un domeniu de solicitare caracterizat prin viteze admisibile de deformare, respectiv de deformație permanentă ; diagrama se ridică pînă la limita de fluaj. În acest fel se obțin două domenii diferite ale diagramei rezistențelor limită ; o limită care separă domeniul periculos al ruperilor de cel al rezistențelor la oboseală și o limită a domeniului rezistențelor la oboseală cu deformații admisibile (haşurat) față de cele cu deformații inadmisibile. În funcție de marca oțelului, cele două domenii determinate pe baza celor două metode, prezintă diferențe mari ; determinante sînt în această privință — pe lîngă temperatura de încercare — valorile obținute la încercarea la întindere la cald, respectiv cele obținute la încercarea la fluaj, precum și susceptibilitatea oțelului la curgere.

8. Fenomenul ruperii la oboseală

În funcție de intensitatea și durata solicitărilor în domeniul rezistenței la durabilitate limitată și în acel al oboselii, apar fenomene de deformări elastice și plastice care duc la modificarea proprietăților mecanice, electrice sau magnetice, precum și la schimbări în starea cristalitelor și a structurii, sau la fisurații. Tratarea teoretică a fenomenului care se petrece dedesubtul și deasupra rezistenței la oboseală, se face de obicei cu ajutorul considerațiilor din teoria rețelei și a calculelor energetice [36], [37], deci cu considerarea proceselor atomare, pornindu-se de multe ori de la *două ipoteze* (fig. 15). După prima, solicitările — tensiunile — în secțiunea unui grup de cristale, nu sînt omogene, ci supuse la variații mari de la cristal la cristal (fig. 15 a). După cea de-a doua ipoteză, confirmată cu mare certitudine de observații la microscop, deformațiile alternante și repetate duc — cu transformări energetice — la mișcări de alunecare (fig. 15 b) și la distorsiuni sau translații. La materiale policristaline se adaugă, pe lîngă fenomenele

locale de curgere și de alunecare și tensionări și distorsiuni elastice ale lamelelor de alunecare, care condiționează ecruisarea. Ecruisarea ce se observă frecvent la începutul unei încercări la oboseală, se produce în urma dislocărilor care apar la alunecare. De această ecruisare prin alunecare este legat un proces de formare și de dispariție a dislocărilor, un proces de migrare a

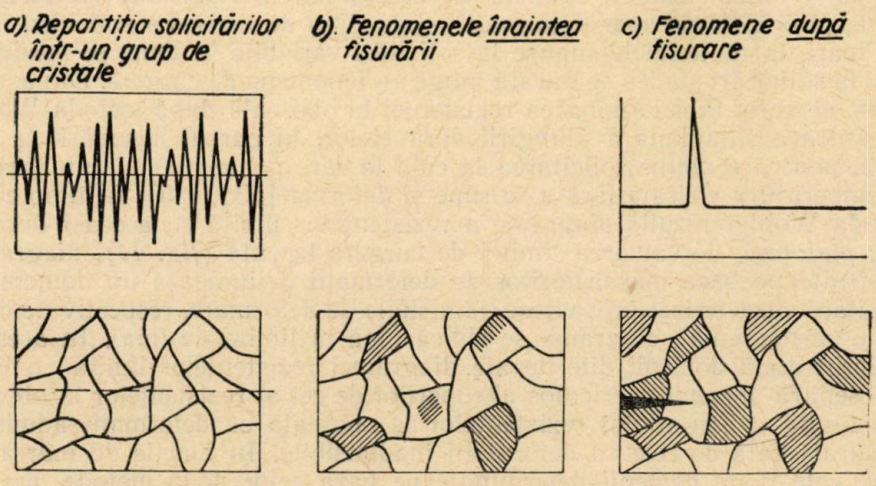


Fig. 15. Fenomene înaintea producerii fisurilor (schematic).

dislocărilor care depinde de intensitatea și durata solicitării. Ipotezele alunecării, migrării și dispariției nu sînt însă suficiente pentru explicarea fenomenelor la solicitări sub și peste rezistența la oboseală, deoarece, în special în cazul din urmă, lipsesc concepții mai precise cu privire la condițiile în care apar primele fisuri. Părerile despre propagarea unei fisuri apărute (fig. 15 c) coincid în foarte mare măsură ; ea se produce în principal — la o cantitate corespunzătoare de energie acumulată — prin creșterea tensiunilor produse la extremitatea fisurii.

Din numeroasele rezultate experimentale obținute, este cunoscut că fenomenele de alunecare și amorsare a fisurilor se produc în anumite părți foarte limitate ale unui grup de cristale. Cunoștințe mai adînci asupra comportării unui material supus la solicitări variabile și repetate pot fi cîștigate deci numai prin folosirea metodelor de investigație care permit identificarea modificărilor structurale care apar. Folosind metodele röntgenografice și metalografice, aceste modificări pot fi urmărite.

Din *cercetările röntgenografice* [39] rezultă că sub acțiunea unei solicitări variabile și repetate cristalitele suferă deformări plastice care duc la perturbări în rețeaua cristalină. Aceste deformări ale cristalitelor apar în majoritatea cazurilor în locuri în care intervine mai tîrziu ruperea prin obo-

seală, pe cînd starea cristalină, în părțile fără amorse de rupere rămîne — pînă la rupere forțată — practic neschimbată. Alte informații și cunoștințe cu privire la fenomenele de deformări produse la solicitări variabile și repetate au adus *cercetările metalografice* prin care s-au urmărit modificările de structură produse pe suprafață, în funcție de condițiile de solicitare. În vederea urmăririi fenomenelor de deformare sub acțiunea solicitărilor variabile și repetate la temperatura ambiantă, s-au executat, în Institutul „Max-Planck", încercări la oboseală — majoritatea pe epruvete netede — asupra materialelor poli- și monocristaline, din metale cu cristale cubic centrate în spațiu și hexagonale [49], [40].

Momentul apariției primelor urme de alunecare și viteza propagării acestora depind în mare măsură de intensitatea solicitării. În *figura 16* sînt desenate curba Wöhler și curba care marchează apariția primelor urme de alunecare la diferite intensități de solicitare, la un oțel nealiat, cu 0,09% C. La solicitări mai mari decît rezistența la oboseală, primele urme de alunecare

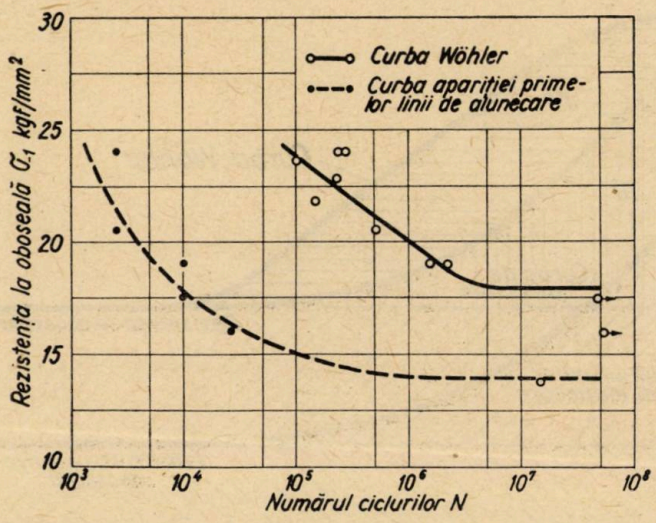


Fig. 16. Curba Wöhler și curbele limită ale apariției primelor linii de alunecare. Oțel 37 cu 0,09 C; σ_c=24,8 kgf/mm², σ_r=39,6 kgf/mm². Încovoiere plană: epruvete plate 2,5×6,0 mm²), σ_m=0; n=1500/min.

devin vizibile după cîteva sute sau mii de cicluri de solicitare. Cu descreșterea intensității solicitării, apariția lor se deplasează către un număr mai mare de solicitări. În exemplul arătat, la o solicitare cu 20% mai mică decît rezistența la oboseală, nu mai apar linii de alunecare. *Figura 17* arată în ce mod variază urmele de alunecare cu creșterea duratei solicitării, la o solicitare de amplitudine constantă. La început, în cristalite, devin perceptibile

puține linii de alunecare, care cresc încet ca număr și dimensiune, cu numărul solicitărilor și astfel apar benzile de alunecare de culoare închisă.

Făcînd sinteza rezultatelor obținute din încercările la solicitări variabile și repetate la temperatura ambiantă, privitoare la *poziția și forma fisurilor* produse (*fig. 18*), se pot face următoarele constatări:

Primele fisuri apar în structuri mono- și policristaline pe suprafața benzilor de alunecare (fig. 18 *a*), iar la epruvete policristaline, la limita grăunților cu poziția cea mai defavorabilă față de direcția solicitării, care din cauza comportării anizotrope a grăunților din vecinătate suferă o deformare puternică (fig. 18 *b*), sau ele apar în dreptul incluziunilor nemetalice, în urma vîrfurilor de solicitare din aceste locuri (fig. 18 *c*).

Din cercetările metalografice rezultă clar cît de complexă este natura fenomenelor de deformare care se produc într-un material, în timpul unei solicitări variabile și repetate. Nu sînt încă clarificate nici schimbările de

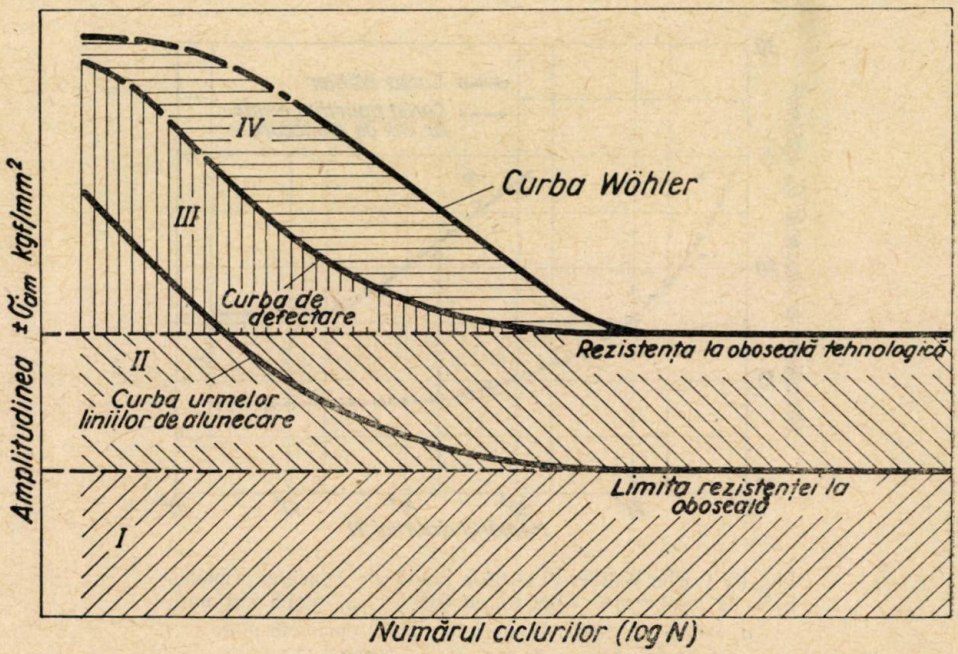


Fig. 19. Domeniile de solicitare în diagrama Wöhler completată. (Schematic).

structură care au loc la solicitări variabile și repetate la temperaturi scăzute, respectiv ridicate, și care este legătura dintre producerea maclajului respectiv a fenomenelor de precipitare și producerea fisurilor. O încadrare a rezultatelor experimentale obținute pînă acum, în concepția existentă azi în fizica corpului solid, nu este încă posibilă fără contradicții.

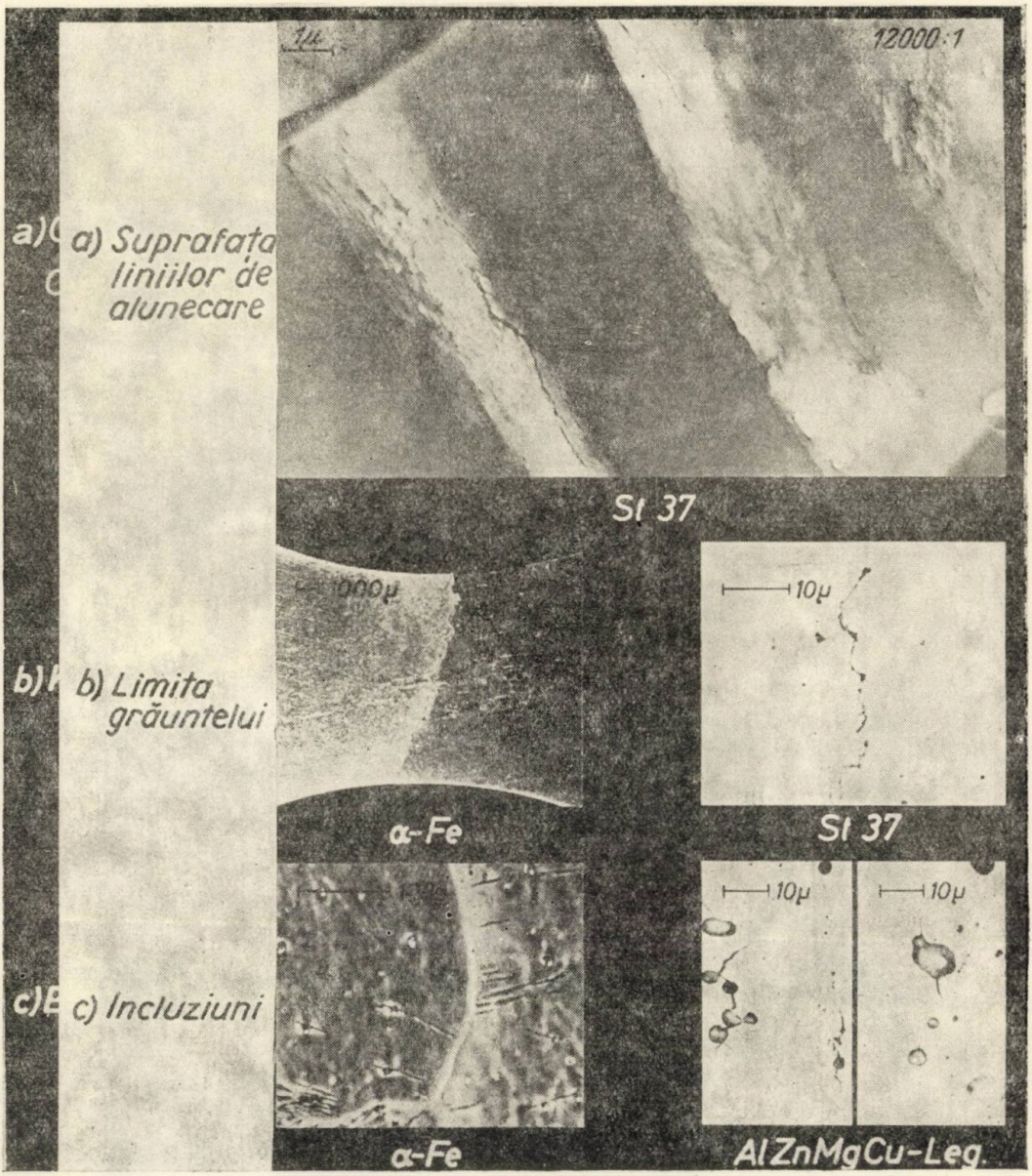
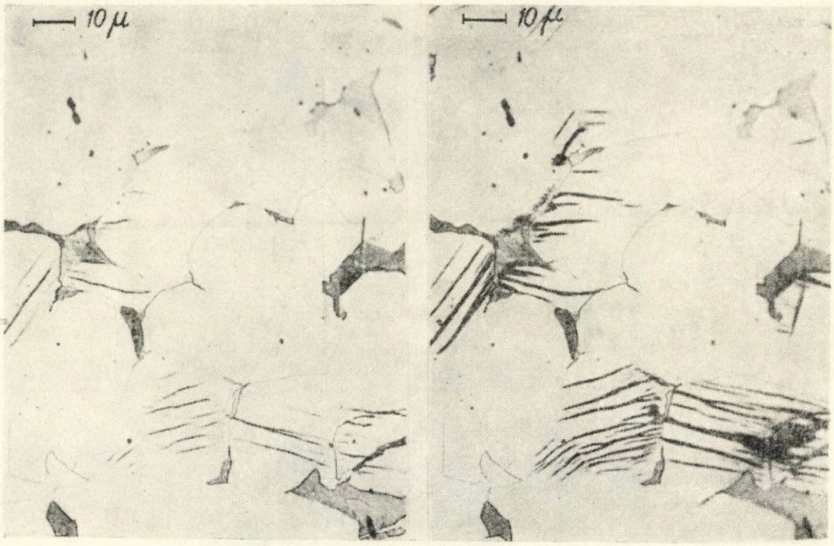
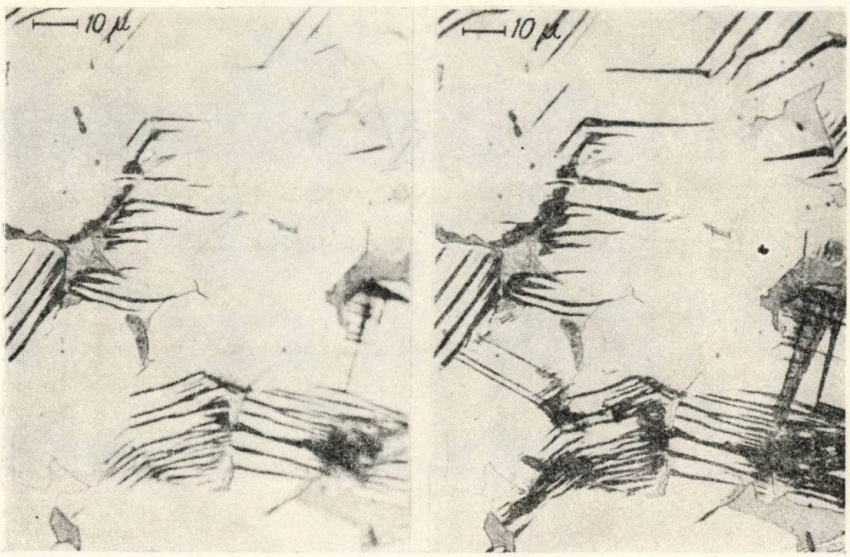


Fig. 17. Modificarea urmelor de alunecare la solicitare constantă ($\sigma_{am} = \pm 24$ kgf/mm²) cu creșterea duratei solicitării. Timpul de solicitare, forma epruvetei, material: vezi legenda figurii 16; suprafața poleită și atacată, 500:1.



a *b*



c *d*

Fig. 18. Amorsele ruperilor prin oboseală.

Spre a introduce într-o diagramă schimbările ce au loc la temperatura ambiantă, în diferitele domenii de solicitare, aceste domenii se redau în *figura 19* într-o *diagramă Wöhler completată* care conține curba defectării [3] și curba limită pentru apariția urmelor de deformare. Aria *I* definește domeniul de solicitare al durabilității nelimitate, în care nu se poate constata pe cale metalografică nici o modificare de structură. Aria *II* cuprinde solicitările la care trebuie contat cu apariția modificărilor de proprietate și cu fenomene de alunecare în structură, dar nu și cu apariția fisurilor. Aria *III* reprezintă domeniul acelor suprasolicitări la care, în timp limitat, nu se produce o vătămare importantă. Aci însă sînt posibile modificări mai mari de proprietăți și apariția fisurilor în structură. Aria *IV* cuprinde în fine domeniul vătămărilor în care vătămarea materialului, prin răspîndirea micro- și macrofisurilor, duce la ruperi la oboseală.

Sarcina cercetărilor viitoare trebuie să fie completarea cunoștințelor actuale despre fenomenele ce se produc în diferitele domenii de solicitare și în diferite condiții de solicitare, pentru a crea condițiile necesare unei tratări teoretice a problemei ruperilor la oboseală.

*
* *

În introducere se arată, pe baza unei statistici a ruperilor la oboseală, importanța rezistenței la oboseală și metodele de determinare ale acesteia. În legătură cu evaluarea statistică a rezultatelor încercărilor la oboseală, se discută în continuare mărimea și cauzele împrăștierilor durabilității și a valorilor rezistenței la oboseală a diferitelor materiale.

Efectele măsurilor metalurgice la elaborarea oțelurilor asupra rezistenței la oboseală se ilustrează pe baza exemplului oțelurilor de rezistență ridicată, elaborate în atmosferă și în vid, efectuîndu-se și o comparație a rezistenței la oboseală a oțelului forjat și turnat.

Într-un alt capitol se tratează influența diferiților parametri asupra valorii rezistenței la oboseală, cum sînt: compoziția chimică, rezistența la rupere la întindere, raportul dintre limita de curgere și rezistența la rupere la întindere, aspectul și felul structurii, gradul și viteza de deformare precum și starea suprafeței.

Se mai dau date cu privire la influența temperaturilor scăzute și ridicate asupra rezistenței la oboseală. La trecerea de la temperatura ambiantă la cea scăzută, valorile rezistențelor limită, care corespund diferitelor solicitări medii, cresc împreună cu sensibilitatea la concentratori. Aprecierea oțelurilor și aliajelor termorezistente cere cunoașterea valorilor rezistențelor la solicitări statice și variabile și repetate, luînd în considerare temperatura, intensitatea și durata solicitării. În această ordine de idei se accentuează importanța numărului convențional de solicitări, a atmosferei din cuptor și a fenomenelor de precipitare. La încercări la solicitări variabile și repetate, cu solicitări medii mai ridicate, se cere măsurarea simultană a deformației

epruvetelor, spre a determina domeniul de solicitare admisibilă pentru o durabilitate și deformație impusă.

În continuare, se discută fenomenele ce se petrec la ruperea la oboseală, pe baza investigațiilor metodelor fizico-metalografice. Cu ajutorul cercetărilor metalografice se determină momentul cînd apar primele urme de alunecare și modificarea acestora în funcție de marca materialului, a intensității și duratei solicitării. Cu ajutorul diagramei Wöhler, completată cu curba defectării și cu curba care definește apariția primelor urme de deformare, se arată ce anume modificări structurale apar în domeniul de solicitare, sub și deasupra rezistenței la oboseală.

BIBLIOGRAFIE

1. M. Hempel, (1952), Dauerfestigkeitsprüfung und Werkstoffverhalten bei der Schwingungsbeanspruchung. *Z. Ver. Dtsch. Ing.*, **94**, *25*, 809-15.
2. G. Arnold, (1962), Statistische Auswertung der in der Materialprüfstelle der Allianz untersuchten Dauerbrüche (2. Bericht: 1957—1960). *Maschinenschaden*, **35**, *9/10*, 151-56.
3. DIN 50 100, (1953), *Dauerschwingenversuch — Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung*. Beuth-Vertrieb GmbH, Köln, Januar.
4. W. Weibull, (1961), *Fatigue testing and analysis of results*. Pergamon Press Inc., New York, Kap. IX, S. 184—249.
5. A. M. Freudentahl u. E. J. Gumbel, (1953), On the statistical interpretation of fatigue tests. *Proc. Roy. Soc., Ser. A.*, 216, 309-32.
6. E. J. Gumbel, (1956), Statistische Theorie der Ermüdungserscheinungen bei Metallen. *Mitteilungsblatt Mathemat. Statistik*, Physica-Verlag, Würzburg, **8**, *2*, 97-130.
7. J. T. Ranson u. R. F. Mehl, (1949), The statistical nature of the endurance limit. *Trans. Amer. Inst. Min. & Metallurg. Engrs.*, **185**, *6, 364-65.*
8. E. Epremian u. R. F. Mehl, (1952), Investigation of statistical nature of fatigue. *Nat. Adv. Comm. Aeron* (NACA), Washington, Techn. Note **2719**.
9. * * * (1952), Symposium on statistical aspects of fatigue. *Amer. Soc. Test. Mater., Spec. Techn. Publ, 121.*
10. * * * (1953), Symposium on fatigue with emphasis on statistical approach — ILI. *Amer. Soc. Test. Mater., Spec. Techn. Publ., 137.*
11. * * * Vgl. Anm. 4), 246-47.
12. H. Bühler u. W. Schreiber, (1957), Lösung einiger Aufgaben der Dauerschwingfestigkeit mit dem Treppenstufenverfahren. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **28**, *3*, 153-56.
13. N. N. Aphanasier, (1940), Statistical theory of the fatigue of metals. *Journ. Techn. Phys.*, Leningrad, **10**, *19*, 1553-68 und **11** (1941), 4, 349; vgl. auch: *Engineer's Digest*, **9**, (1948), 96-100.
14. E. S. Machlin, (1948), *Dislocation theory of the fatigue of metals*. Nat. Adv. Comm. Aeron. (NACA), Washington, Tehn. Note 1 489.
15. M. E. Lunchick, (1952), A theory of fatigue based on a statistical distribution of grain size. *Univ. Illinois, Dept. Theor. & Appl. Mech., Tech. Rep. 32.*
16. M. Hempel, (1961), Metallurgische Einflüsse auf die Dauerschwingfestigkeit von Stahl. In: *Symposium „Uber Ermüdungsfestigkeit"*. Ceskoslovenská Vedecko-Technická Spolecnost, Prag, 139-62.
17. M. Hempel u. E. Hillnahgen, (1965), Einfluss der Erschmelzungsart auf die Dauerschwingfestigkeit ungekerbter und gekerbter Proben eines Wälzlagerstahles. *Forschungsber. des Landes Nordrhein-Westfahlen, 1492*, Westdeutscher Verlag„ Köln; vgl. auch: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **36**, *12*, 877—85.

18. G. Sachs u. P. Stefan, (1941), Chafing fatigue strength of some metals and alloys. *Trans. Amer. Soc. Metals,* **29,** 373-401.

19. E. B. Evans, L. J. Ebert u. C. W. Briggs, (1956), Fatigue properties of comparable cast and wrought steels. *Proc. Amer. Soc. Test Mater.,* **56,** 979-1011.

20. M. Hempel, (1962), Das Dauerschwingverhalten der Werkstoffe. *Z. Ver. Dtsch. Ing.,* **104,** *27,* 1362-77.

21. M. Hempel, (1965), Einige Probleme der Dauerfestigkeitsprüfung metallischer Werkstoffe. *Z. Materialprüfung,* **7,** *11,* 401-12.

22. M. Hempel, (1964), Gegenwärtiger Stand der Kenntnisse über die Betriebsfestigkeit von Stählen. *Stahl u. Eisen,* **84,** *8,* 485-91.

23. M. Hempel, (1960), Über einige technologische Einflüsse auf die Dauerschwingfestigkeit von Stählen. *Z. Draht,* **11,** *9,* 589-600.

24. A. Pomp u. M. Hempel, (1940/41), Biegewechselfestigkeit von molybdän- und nickelhaltigen Baustählen. *Arch. Eisenhüttenwes.,* **14,** *8,* 403-13 (vgl. S. 411, Bild 10).

25. M. Hempel u. H. Krug, (1942/43), Streckgrenzenverhältnis und Biegewechselfestigkeit von Stahl. *Arch. Eisenhüttenwes., 16, 1,* 27-30.

26. H. R. Sander u. M. Hempel, (1952), Zug-Druck-Wechselfestigkeit und Eigenschaftsänderungen von Stählen nach Kaltverformung mit unterschiedlicher Geschwindigkeit. *Arch. Eisenhüttenwes., 23, 7/8,* 299-320.

27. M. Hempel, (1963), Beeinflussung der Dauerschwingfestigkeit metallischer Werkstoffe durch den Oberflächenzustand. *Klepzig-Fachberichte,* **71,** *10,* 371-82.

28. M. Hempel u. J. Luce, (1941/42), Verhalten von Stahl bei tiefen Temperaturen unter Zug-Druck-Wechselbelastung. *Arch. Eisenhüttenwes.,* **15** *1,* 423-30.

29. A. Pomp u. M. Hempel, (1950), Wechselfestigkeit und Kerbwirkungszahlen von unlegierten und legierten Baustählen bei +20 und —78 °C. *Arch. Eisenhüttenwes.,* **21,** *1/2,* 53/66.

30. F. Wever u. M. Hempel, (1956), Dauerfestigkeit von Stählen bei erhöhten Temperaturen. Teil I: Erkenntnisse aus bisherigen Dauerschwingversuchen in der Wärme. *Forschungsber.* des *Landes Nordrhein-Westfalen, 311,* Westdeutscher Verlag, Köln.

31. M. Hempel, (1957), Dauerschwingversuche bei 500 bis 650 °C an ferritischen und austenitischen Stählen. *Arch. Eisenhüttenwes., 28, 5/6,* 311-16.

32. M. Hempel, (1959), Dauerschwingversuche an warmfesten Legierungen im Temperaturbereich von 800 bis 1 000 °C. *Stahl u. Eisen,* **79,** *21,* 1501-05.

33. M. Hempel, (1960), Dauerfestigkeitsprüfung von Stählen bei erhöhten Temperaturen. In: *Ermüdungsfestigkeit von Werkstoffen und Bauelementen — Tagung Warschau,* Hrsgg. A. Buch, Wydawnictwo Instytutu Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa 1961, 45—78.

34. E. Hillnhagen u. M. Hempel, (1966), Zug-Druck-Dauerschwingversuche an einer Co—Cr—W—Ni-Legierung im Temperaturbereich von 800 bis 1 200 °C. *Arch. Eisenhüttenwes.,* **37,** im Druck.

35. M. Hempel u. H. Krug (1942), Dauerfestigkeit und Dehnverhalten von Stählen in der Wärme. *Z. Ver. Dtsch. Ing.,* **86,** *39/40,* 599—605.

36. M. Hempel, (1960), Anwendung physikalisch-metallkundlicher Untersuchungsverfahren bei der Dauerschwingprüfung von Werkstoffen. *Z. Draht,* **11,** *4,* 151—57.

37. M. Hempel, (1961), Gefügeänderungen und Vorgänge beim Dauerbruch metallischer Werkstoffe. *Z. Materialprüfung,* **3,** *10,* 365—76.

38. H. Möller u. M. Hempel, (1954), Wechselbeanspruchung und Kristallzustand. III. Zur Frage nach den Beziehungen zwischen Kristallitverformung und Verfestigung oder Schädigung. *Arch. Eisenhüttenwes.,* **25,** *1/2,* 39—60.

39. F. Wever, M. Hempel u. A. Schrader, (1955), Metallographische Untersuchungen über Verformungserscheinungen an der Oberfläche biegewechselbeanspruchter Proben aus St 37. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **26**, *12*, 739—54.
40. M. Hempel, A. Kochendörfer u. E. Hillnhagen, (1957), Einfluss der Kristallorientierung auf die Ausbildung von Gleitspuren an der Oberfläche biegewechselbeanspruchter Eisen-Einkristallproben. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **28**, *8*, 433—44.
41. M. Hempel u. A. Schrader, (1957), Gleitspuren an der Oberfläche von biegewechselbeanspruchtem Reinaluminium. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **28**, *9*, 547—56.
42. M. Hempel u. D. Horstmann, (1962), Der Einfluss des Feuerverzinkens auf das Dauerschwingverhalten kalt gewalzter Feinbleche. *Stahl u. Eisen*, **82**, *25*, 1769—81.
43. M. Hempel u. E. Hillnhagen, (1962), Dauerfestigkeitsuntersuchungen an Reintitan. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **33**, *8*, 567—581.

CONTRIBUȚII LA MECANICA RUPERII FRAGILE A CORPURILOR SOLIDE

V. HORÁK, Praga R.S.C.S.

632198/67
Referativa

In lucrare se arată că în cercetările actuale ale unor fenomene din mecanica corpurilor solide apar domenii insuficient studiate pînă în prezent. Problemele respective nu pot fi rezolvate cu ajutorul modelului clasic al corpului mecanic continuu. Este necesară prin urmare crearea de noi modele, a căror formulare fizico-mecanică să se bazeze pe legile generale ale fizicii corpurilor solide.

In această categorie intră problemele deformațiilor elasto-plastice, plastice și plastice-vîscoase ale corpurilor solide. Ele pot fi grupate în două mari categorii: probleme ale deformației corpurilor solide și probleme de defecte în corpurile solide.

Problemele de defecte în corpurile solide cer o tratare matematică a modelului fizico-mecanic; se tratează înterpretarea macroscopică a primei și a celei de-a doua legi a termodinamicii.

Se urmărește echilibrul dintre energia potențială, energia internă și energia cinetică, respectiv lucrul mecanic efectuat și căldura degajată. Intre anumite limite determinate, aceste relații se deduc în legătură cu parametrii termodinamici și de deformație a corpului.

Se dau de asemenea concluzii referitoare la comportarea materialelor fragile în timpul ruperii.

Mecanica corpurilor solide suferă în prezent o considerabilă dezvoltare. Problema fundamentală care se pune este cercetarea unor fenomene fizico-mecanice, la care apar relații, pînă în prezent insuficient sau de loc studiate, între procesele determinate de proprietățile fazei solide a corpurilor. Aceste proprietăți, relații și procese nu mai pot fi înțelese cu modelul clasic al continuumului mecanic. Deci este necesară crearea de noi modele, a căror formulare fizico-mecanică să se bazeze pe legile generale ale fizicii corpurilor solide.

Din această categorie de probleme face parte și problema deformațiilor elasto-plastice, plastice și plastico-vîscoase ale corpurilor solide, proceselor reologice etc. Marea majoritate a acestor probleme are caracteristica proceselor fizice respectiv fizico-mecanice sau fizico-chimice ce decurg lent,

așa că ele pot fi rezolvate aproximativ ca probleme cuasistatice. Din punctul de vedere al formulării matematice a acestor probleme, această ipoteză duce la simplificări considerabile.

Pentru completarea celor spuse mai sus, este necesar să se arate și aceea clasă a problemelor de mecanică a corpurilor solide la care procesele fizice, fizico-mecanice și fizico-chimice depind în mare măsură de starea momentană, adică de starea dinamică a corpului solid, ale cărei variații sînt funcții de timp. O problemă tipică pentru această clasă de fenomene o constituie deformația unui corp solid avînd o fisură, problema stabilității fisurii, a apariției fisurii și a propagării ei.

Problemele din categoria întîi se pot cuprinde în *Problemele deformației corpurilor solide*, iar cele din categoria a doua în *Problemele defectelor corpurilor solide*.

Punctele de plecare ale rezolvării *problemelor defectelor corpurilor solide* sînt situații momentane determinate prin rezolvarea *problemelor deformației corpurilor solide*. Cercetarea problemelor defectelor corpurilor solide se poate considera în acest sens ca o completare a cercetării modelelor mecanice ca atare.

Ipotezele pentru rezolvarea problemei propagării fisurilor într-un corp solid sînt următoarele :

Considerăm un corp solid supus la acțiunea unor forțe exterioare. La o creștere continuă a forțelor exterioare corpul se deformează. Corespunzător felului materialului și a condițiilor de încărcare, în interiorul corpului solid au loc diferite procese care se află în strînsă legătură cu deformația particulelor elementare (curgerea materialului, eliberare de energie termică, transformarea materialului inițial izotrop în material anizotrop etc.) și cu disiparea energiei mecanice în acest corp.

Să presupunem că toate aceste procese decurg încet și ascultă în fiecare moment de legile proceselor lente adiabatice ireversibile, la disiparea energiei mecanice. Dacă admitem existența unei fisuri într-un astfel de corp, atunci în imediata vecinătate a rădăcinii fisurii are loc un puternic concentrator de tensiune cu gradient mare, un gradient mare de temperatură și o deformație puternică a zonelor respective, deci o disipare intensivă a energiei termice. La anumite valori ale tensorului deformației se ajunge la defectarea materialului, îndepărtarea particulelor, întreruperea forțelor de legătură, adică la formarea unei fisuri macroscopice.

Din rezultatele încercărilor experimentale se poate trage concluzia că, la procesul ruperii, în imediata vecinătate a fisurii are loc o intensă deformație plastică, variații de temperatură ș. a. Porțiunile mai îndepărtate ascultă de legile proceselor adiabatice lente.

Deci problemele de defecțiune a corpurilor solide cer o aplicare generală a formulării matematice a modelului fizico-mecanic. Avînd în vedere acestea, vom pleca de la legile generale ale fenomenelor fizice — ale interpretării macroscopice a primei și celei de-a doua legi a termodinamicii.

Prima lege a termodinamicii, care exprimă principiul conservării energiei, este dată de următoarea relație :

$$dE+dU_m+dV^i=dA^e+dQ^e \tag{1}$$

în care :

dE este creșterea totală a energiei cinetice dată de relația

$$dE=a\int_V \frac{V^2}{2}\rho d\tau=\int_V \bar{a}d\bar{r}\rho d\tau \tag{2}$$

dU_m — creșterea energiei interioare, care depinde de starea părților componente ale corpului, de poziția și acțiunea lor reciprocă. Se exprimă în felul următor :

$$dU_m=\int_V dU\rho d\tau \tag{3}$$

dV^i — creșterea energiei potențiale a forțelor interioare macroscopice,

$$dV^i=-dA^i_M=-\int_V \rho\bar{F}^i d\bar{r}d\tau \tag{4}$$

dA^e — creșterea lucrului mecanic al tuturor forțelor exterioare considerate,

$$dA^e=\int_V \bar{F}^e d\bar{r}\rho d\tau+\int_e \bar{p}_n d\bar{r}d\tau \tag{5}$$

dQ^e — creșterea cantității de căldură primită de corp, exprimată prin :

$$dQ^e=\int_V dq^e\rho d\tau \tag{6}$$

Dacă se aplică următoarea relație a energiei :

$$dE=dA^e+dA^i_M+dA^i \tag{7}$$

se poate exprima creșterea cantității de căldură primită de corp și în felul următor :

$$dQ^e=dU_m+dA^i. \tag{8}$$

În relațiile date, dA^i reprezintă lucrul mecanic elementar al forțelor superficiale interioare, care se pot exprima prin relația următoare :

$$dA^i=-\int_V\left[p^{11}\frac{\partial V_1}{\partial x^1}+p^{22}\frac{\partial V_2}{\partial x^2}+p^{33}\frac{\partial V_3}{\partial x^3}+p^{12}\left(\frac{\partial V_2}{\partial x^1}+\frac{\partial V_1}{\partial x^2}\right)+\right.$$
$$\left.+p^{13}\left(\frac{\partial V_3}{\partial x^1}+\frac{\partial V_1}{\partial x^3}\right)+p^{23}\left(\frac{\partial V_3}{\partial x^2}+\frac{\partial V_2}{\partial x^3}\right)\right]d\tau dt. \tag{9}$$

Această expresie pentru valoarea invariantă dA^i se poate scrie într-un sistem de coordonate oarecare, după cum urmează :

$$dA^i = -\int_V p^{\alpha\beta} e_{\alpha\beta} dt d\tau = -\int_V p^{\alpha\beta} d\varepsilon_{\alpha\beta} d\tau. \tag{10}$$

Legea a doua a termodinamicii este exprimată prin relația :

$$TdS = dQ^e + dQ' \tag{11}$$

în care : T reprezintă temperatura absolută ;

S — entropia ;

dQ' — creșterea „căldurii necompensate", pentru care în cazul proceselor ireversibile avem $dQ' > 0$, iar în cazul proceselor reversibile $dQ' = 0$.

* * *

Considerăm un model al unui corp solid dintr-un material fragil macroscopic. Admitem că porțiunile suficient de mici sînt omogene, că energia lor internă, energia liberă, entropia și celelalte mărimi termodinamice pot fi exprimate univoc funcție de temperatură, de tensorul deformației și de parametrii fizici care caracterizează proprietățile mecanice și termice ale corpului.

Admitem că mărimile termodinamice sînt proporționale cu masele respective, adică se poate neglija interacțiunea energiilor părților componente.

Dacă introducem două potențiale termodinamice : energia internă și energia liberă în funcție de variabilele amintite,

$$\begin{aligned} U &= U(g^\circ_{ij},\ \varepsilon_{ij},\ S,\ \mu_l,\ \xi^1,\ \xi^2,\ \xi^3) \\ F &= F(g^\circ_{ij},\ \varepsilon_{ij},\ T,\ \mu_l,\ \xi^1,\ \xi^2,\ \xi^3) \end{aligned} \tag{12}$$

în care :

g°_{ij} sînt componente covariante ale tensorului fundamental, care redă metrica stării inițiale a corpului (adică $dS_0^2 = g^\circ_{\alpha\beta} d\xi^\alpha d\xi^\beta$). (12/a)

$$G^\circ = g^\circ_{\alpha\beta} \partial^{\circ\alpha}\, \partial^\circ_\beta = g^{\circ\alpha\beta} \partial^\circ_\alpha \partial^\circ_\beta = \vartheta^{\circ\alpha}_\beta \partial^{\circ\alpha} \partial^{\circ\beta} \tag{12/b}$$

ε_{ij} — componentele covariante ale tensorului deformațiilor finale ε^0 și ε', determinate de relațiile :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(g^1_{ij} - g^\circ_{ij}). \tag{12/c}$$

Tensorii ε^0 și ε' sînt determinați de :

$$\overset{\circ}{\varepsilon}=\varepsilon_{\alpha\beta}\overset{\circ}{\partial}^{\alpha}\overset{\circ}{\partial}^{\beta};\quad \varepsilon'=\varepsilon_{\alpha\beta}\partial'^{\alpha}\partial'^{\beta}=\varepsilon'_{\alpha\beta}\partial^{\alpha}\partial^{\beta} \qquad (12/d)$$

în care :

$\hat{g}_{ij}$ sînt componentele covariante ale tensorului fundamental, care determină metrica corpului în stare deformată, (adică $dS^2=g_{\alpha\beta}=d\xi^{\alpha}\cdot d\xi^{\beta}$) (12/e)

S — entropie ;

T — temperatura absolută ;

μ_l — parametrii termodinamici interiori ai sistemului considerat — în cazul general mărimi tensoriale — în cazul unui corp izotrop sînt scalari ;

ξ^1; ξ^2; ξ^3 — coordonatele curbilinii lagrangeiene ale porțiunilor corpului.

Pentru creșterile potențialelor termodinamice este valabil :

$$\begin{aligned} dU&=\frac{\partial U}{\partial S}dS+\frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}}d\varepsilon_{\alpha\beta}+\frac{\partial U}{\partial \mu_l}d\mu_l \\ dF&=\frac{\partial F}{\partial T}dT+\frac{\partial F}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}}d\varepsilon_{\alpha\beta}+\frac{\partial F}{\partial \mu_l}d\mu_l . \end{aligned} \qquad (13)$$

Dependența reciprocă a variației energiei interioare și a celei libere este dată de relația :

$$dF=dU-TdS-SdT. \qquad (14)$$

Prin eliminarea creșterii dQ^e din prima și a doua lege a termodinamicii rezultă următoarea expresie pentru energia interioară :

$$dU=dA^e+TdS-dQ'-dE-dV^i \qquad (15)$$

iar pentru creșterea energiei libere :

$$dF=dA^e-SdT-dQ'-dE-dV^i \qquad (16)$$

Determinarea energiei interioare (respectiv libere) este o condiție suficientă pentru formularea matematică a proceselor reversibile într-un model de continuum mecanic. Fenomenul defectării unui corp dintr-un material fragil este un proces ireversibil și deci este necesară deducerea expresiei pentru cantitatea de căldură necompensată dQ'.

Presupunem că sînt valabile relațiile :

$$dQ'(S_1\varepsilon_{\alpha\beta},\mu_l)=\int_V KdSd\tau+\int_V A^{\alpha\beta}d\varepsilon_{\alpha\beta}d\tau+\int_V N_l d\mu_l d\tau>0 \qquad (17)$$

pentru cazul cînd se caracterizează energia interioară, sau :

$$dQ'(T, \varepsilon_{\alpha\beta}, \mu_i) = \int_V \varkappa dT d\tau + \int_V \bar{A}^{\alpha\beta} d\varepsilon_{\alpha\beta} d\tau + \int_V \bar{N}_i d\mu_i d\tau = 0 \qquad (18)$$

pentru cazul cînd se cercetează energia liberă.

Mărimile K, $A^{\alpha\beta}$ (tensor simetric) N_i în prima expresie pentru căldura necompensată și χ ; $\bar{A}^{\alpha\beta}$ (tensor simetric), $\bar{N}_i$ în a doua expresie, determină procesele cinetice legate de disiparea provocată de procesele ireversibile din material (difuzie, vîscozitate, deformații plastice etc.).

Presupunem că starea termodinamică a sistemului este determinată de componentele tensoriale ale deformației specifice $\varepsilon_{\alpha\beta}$, de parametrii termodinamicii μ_i și de entropia S. Admițînd aceste ipoteze, pe baza relațiilor amintite se poate scrie variația energiei interne după cum urmează :

$$\int_{V_1+V_2} \rho(\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a}) d\bar{r} d\tau = \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial S} - T + K\right) dS \rho d\tau + \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + A^{\alpha\beta}\right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\tau +$$

$$+ \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial \mu_i} + N_i\right) d\mu_i \rho d\tau - \int_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_n d\bar{r} d\sigma + \int_0^h \int_{2\Delta\sigma} \left(\frac{\partial U}{\partial S} - T + K\right) ds \rho d\sigma dh +$$

$$+ \int_0^h \int_{2\Delta\sigma} \left(\frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + A^{\alpha\beta}\right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\sigma dh + \int_0^h \int_{2\Delta\sigma} \left(\frac{\partial U}{\partial \mu_i} + N_i\right) d\mu_i \rho d\sigma dh. \qquad (19)$$

Observație : Integrala în domeniul V_1+V_2 conține atît volumul V_1, cît și V_2, care iau naștere prin suprafața $\Delta\Sigma$ a presupusei propagări a fisurii, cît și domenii restrînse în imediata apropiere a suprafeței rupturii. Relația dată se mai poate transforma și obținem :

$$\int_0^h \int_{2\Delta\sigma} \left[\left(\frac{\partial U}{\partial S} dS + \frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} d\varepsilon_{\alpha\beta} + \frac{\partial U}{\partial \mu_i}\right) + (K - T) dS + A^{\alpha\beta} d\varepsilon_{\alpha\beta} + N_i d\mu_i\right] \rho d\sigma dh =$$

$$= \int_0^h \int_{2\Delta\sigma} [dU + dg' - TdS] \rho d\sigma dh = \int_0^h (-da^i) \rho d\sigma dh = \qquad (20)$$

$$= \int_0^h \int_{2\Delta\sigma} [p^{\alpha\beta} d\varepsilon^e_{\alpha\beta} + p^{\alpha\beta} d\varepsilon^p_{\alpha\beta}] d\sigma dh$$

deoarece :

$$dg' = TdS - dU - da^i. \qquad (20/a)$$

Primul termen reprezintă lucrul mecanic elementar al forțelor interioare în lungul deformațiilor elastice, iar termenul al doilea exprimă lucrul

mecanic elementar al forțelor interioare în lungul deformațiilor plastice. La materiale fragile macroscopice prima expresie este neglijabilă față de a doua, așa că ea poate fi neglijată sau adunată formal la volumele V_1 și V_2.

Expresia a doua poate fi simplificată după cum urmează :

$$\int_0^h \int_{2\Delta\sigma} [p^{\alpha\beta} d\varepsilon_{\alpha\beta}^p] \, d\sigma dh = h \int_{2\Delta\sigma} \bar{p}^{\alpha\beta} d\bar{\varepsilon}_{\alpha\beta}^p d\sigma = \int_{2\Delta\sigma} \alpha d\sigma \tag{21}$$

în care α reprezintă „energia superficială plastică".

După aceste transformări variația energiei interioare poate fi scrisă în felul următor :

$$\int_{\bar{V}_1+\bar{V}_2} \rho (\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a}) \, d\bar{r} d\tau = \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial S} - T + K \right) dS \rho d\tau +$$

$$+ \int_{V_1+V^e} \left(\frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + A^{\alpha\beta} \right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\tau + \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial \mu_i} + N_i \right) d\mu_i \rho d\tau - \int_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_n d\bar{r} d\sigma +$$

$$+ \int_{2\Delta\sigma} \alpha (S, \varepsilon_{\alpha\beta}, \mu_i) \, d\sigma. \tag{22}$$

Această relație poate fi considerată ca relație de plecare pentru rezolvarea tuturor cazurilor de defectare a corpurilor din material fragil macroscopic, dacă starea sistemului este dată de componentele tensorului de deformație ε_{ab}, de entropia și de caracteristicile termodinamicii μ_i ale acestui sistem.

Dacă se poate admite că dS, $d\mu_i$ și $d\varepsilon_{\alpha\beta}$, $d\bar{v}$ sînt independente unele de altele, se poate scrie :

$$\frac{\partial U}{\partial S} = T - K; \quad \frac{\partial U}{\partial \mu_i} = -N_i; \quad \int_{V_1+V_2} \rho (\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a}) \, d\bar{r} d\tau =$$

$$= \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial U}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + A^{\alpha\beta} \right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\tau - \int_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_n d\bar{r} d\sigma + \int_{2\Delta\sigma} \alpha (S^x, \varepsilon_{\alpha\beta}^x, \mu_i^x) \, d\sigma. \tag{23}$$

Dacă starea termodinamică a sistemului este determinată prin componentele tensorului de deformație $\varepsilon_{\alpha\beta}$, parametrii termodinamici μ_i și temperatura T, atunci variația energiei libere poate fi scrisă în mod similar după cum urmează :

$$\int_{\bar{V}_1+\bar{V}_2} \rho (\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a}) \, d\bar{r} d\tau = \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial f^0}{\partial T} + S - \varkappa \right) dT \rho d\tau + \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial f^0}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + A^{\alpha\alpha} \right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\tau +$$

$$+ \int_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial f^0}{\partial \mu_i} + \bar{N}_i \right) d\mu_i \rho d\tau - \int_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_n d\bar{r} d\sigma + \int_{2\Delta\sigma} \alpha (T^x, \varepsilon_{\alpha\beta}^x, \mu_i^x) \, d\sigma. \tag{24}$$

Pentru cazul cînd dT ; $d\mu_l$ și $d\varepsilon_{\alpha\beta}$, $d\bar{r}$ sînt independente între ele, această relație mai poate fi scrisă sub forma :

$$\frac{\partial f}{\partial T} = -S + \varkappa; \quad \frac{\partial f}{\partial \mu_l} = -\bar{N}_l; \quad \int\limits_{V_1+V_2} \rho(\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a})\, d\bar{r} d\tau =$$

$$= \int\limits_{V_1+V_2} \left(\frac{\partial f}{\partial \varepsilon_{\alpha\beta}} + \bar{A}^{\alpha\beta}\right) d\varepsilon_{\alpha\beta} \rho d\tau - \int\limits_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_n d\bar{r} d\sigma + \int\limits_{2\Delta\sigma} \alpha(T^x, \varepsilon^x_{\alpha\beta}, \mu^x_i)\, d\sigma. \tag{25}$$

Observație : Relațiile pentru deformațiile plastice rezultă din ipotezele făcute și se poate adopta de exemplu următoarea formulă :

$$\int\limits_{\Delta\sigma} \alpha(T^x, \varepsilon^x_{\alpha\beta}, \mu^x_i)\, d\sigma = \int\int\limits_{\Delta\sigma} \frac{h}{\rho} p^{\alpha\beta} \frac{\partial g}{\partial p^{\alpha\beta}}\, d'g d\sigma =$$

$$= \int\int\limits_{\Delta\sigma} \left[\frac{h}{\rho} p^{\alpha\beta} \frac{\partial g}{\partial p^{\alpha\beta}} \frac{\partial g}{\partial p^{ij}}\, dp^{ij} + \frac{h}{\rho} p^{\alpha\beta} \frac{\partial g}{\partial p^{\alpha\beta}} \frac{\partial g}{\partial T}\, dT\right] d\sigma. \tag{26}$$

Să ne ocupăm acum de variația energiei interioare din decursul unui proces ireversibil. Deoarece în acest caz avem $dQ' > 0$ se poate scrie următoarea inegalitate :

$$dU < \int\limits_{\bar{V}_1+\bar{V}_2} \rho(\bar{F}^e + \bar{F}^i - \bar{a})\, d\bar{r} d\tau + \int\limits_{V_1+V_2} T dS \rho d\tau + \int\limits_{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\Delta\varepsilon_1+\Delta\varepsilon_2} p_r d\bar{r} d\sigma \tag{27}$$

În cazul că partea stîngă a inegalității devine egală cu partea dreaptă, apare starea de echilibru a procesului, $dQ' = 0$, și procesul ireversibil s-a terminat.

Derivatele de ordinul al doilea al potențialului termodinamic ne arată — pentru diferite cazuri — dacă echilibrul acesta este stabil sau labil. În starea de echilibru în cadrul sistemului pot avea loc numai procese reversibile.

Pentru orientarea în decursul defectării corpului, respectiv în timpul eliberării de energie, mai introducem inegalități care arată dacă procesul defectării corpului, în condițiile date, decurge cu un surplus de energie eliberată, care se transformă parțial în energie cinetică, sau cu un consum de energie cinetică deja transformată. Primul caz îl definim ca un „proces activ de defectare", iar al doilea ca un „proces pasiv de defectare a corpului". În cîteva cazuri este posibilă deosebirea procesului activ de defectare de cel pasiv, după variația vitezei de propagare a fisurii, adică după accelerația sau întîrzierea propagării. Prin cunoașterea condițiilor procesului activ sau pasiv de defectare al unui material fragil macroscopic, va fi posibilă și aprecierea acestor materiale din noi puncte de vedere.

Manuscris primit în redacție la 10 martie 1965

CONSIDERAȚII ASUPRA MĂSURĂRII URMELOR DE DURITATE VICKERS ȘI BRINELL

M. RAȚIU, R. PREXL

Institutul de metrologie, Secția Timișoara

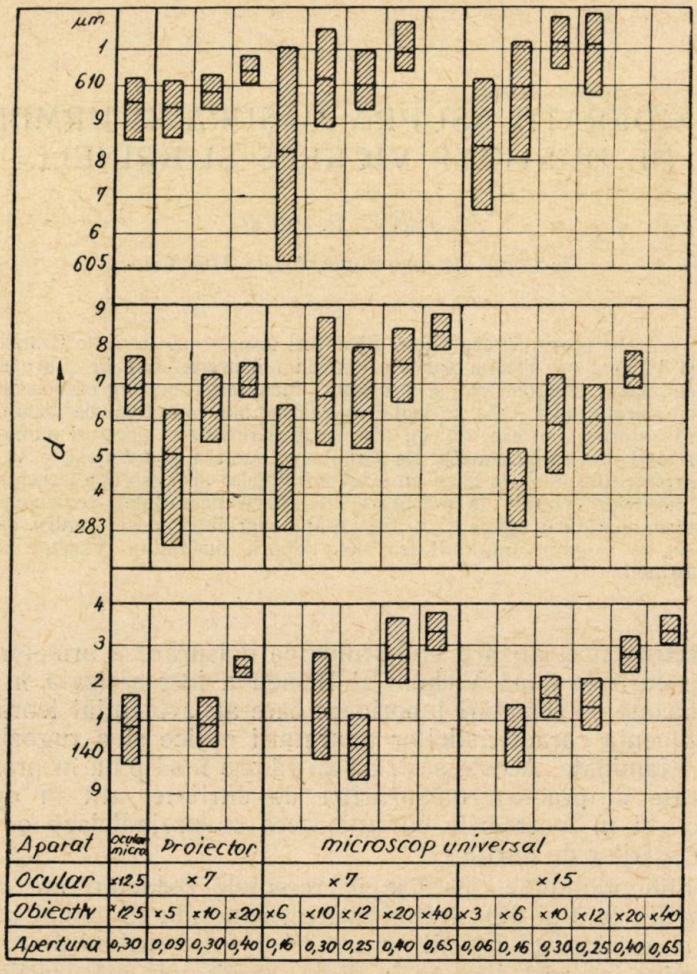
Se prezintă rezultatele măsurării urmelor de duritate Brinell și Vickers cu diferite aparate optice: măsurarea directă a urmei cu ocular micrometric și proiector, măsurarea cu un microscop cu spirală după Abbé la deplasarea urmei sub obiectivul de vizare. Măsurările s-au executat cu diferite grosismente și aperturi numerice și în diferite condiții de iluminare, laterală și normală, a suprafeței plăcuței. Pe baza analizei rezultatelor și a erorilor aferente diferitelor condiții de măsurare, se relevă necesitatea reglementării aparaturii optice și a rugozității suprafeței piesei pentru ca să se asigure uniformitatea determinării durităților Vickers și Brinell.

Importanța normalizării condițiilor de măsurare a urmelor pentru încercările de duritate după Vickers și Brinell a fost sesizată în numeroase publicații, bazate pe cercetări laborioase care au evidențiat teoretic și experimental influența caracteristicilor aparaturii optice și a rugozității suprafeței piesei examinate. Aceste sesizări au rămas însă pînă în prezent incomplet încadrate în practica măsurărilor de duritate, atît în operațiile de etalonare cît și în încercările curente, ceea ce prejudiciază o reproducere uniformă a scărilor de duritate.

Condițiile minimale, înscrise în recentele redactări ale standardelor și normelor din țară și din străinătate, restrîngîndu-se numai la impunerea unor erori și a valorii diviziunii pentru diverse dimensiuni de urme, nu reușesc să elimine integral diferențele dintre rezultatele măsurărilor executate cu diverse aparate optice, cu micrometre oculare sau cu proiector, cu grosismente și aperturi numerice diferite, cu iluminări normale sau oblice, în cîmp luminat sau întunecat.

In dorința de a stabili condiții de măsurare cît mai adecvate, cu erori și dispersii cît mai mici, pentru operațiile de etalonare a plăcuțelor de duritate, la Institutul de metrologie — Secția Timișoara, sînt în curs măsurări sistematice cu aparatura disponibilă : un microscop cu micrometru ocular, un

microscop cu proiector și un microscop universal de măsurat. Microscopul universal de măsurat este prevăzut cu un ocular cu fire reticulare de vizare și se pretează folosirii mai multor obiective precum și iluminării normale și



Aparat	Ocular micra	Proiector			microscop universal										
Ocular	×12,5	× 7			× 7					× 15					
Obiectiv	×12,5	×5	×10	×20	×6	×10	×12	×20	×40	×3	×6	×10	×12	×20	×40
Apertura	0,30	0,09	0,30	0,40	0,16	0,30	0,25	0,40	0,65	0,06	0,16	0,30	0,25	0,40	0,65

Fig. 1. Rezultatele măsurării urmelor Vickers cu diverse aparate optice — serii de cinci măsurări cu iluminare normală și diagonalele dispuse la 45° față de direcția de prelucrare a suprafeței.

oblice; dimensiunile urmei se măsoară cu microscoapele cu spirală Abbé, urmărind cursa de deplasare a urmei sub ocularul de vizare.

Urmele măsurate au fost executate cu aparate etalon cu încărcări directe pe plăcuțe de duritate. Rugozitatea suprafețelor plăcuțelor a fost exa-

minată în prealabil cu un aparat Schmaltz, înregistrîndu-se neregularități cu adîncimi între 0,8 și 1,0 μm și un pas între 12 și 16 μm. Fiecare dimensiune a urmei a fost măsurată de același operator de cîte cinci ori în diversele condiții alese. La vizarea conturului s-a respectat metodica deplasării continue într-un singur sens a reperului tangent la marginea urmei, pentru a se evita includerea grosimii reperului și apariția abaterii de revenire a fusului micrometric. Din rezultatele obținute se prezintă deocamdată numai măsurările efectuate de un singur operator, întrucît lucrările nu au putut fi încheiate pentru stabilirea impreciziei la mai mulți operatori.

Cu aparatura menționată, ale cărei caracteristici optice sînt indicate pe diagramele din figurile 1 și 2, s-a examinat în prima fază dispersia seriilor de cinci măsurări la urme dispuse la 45° față de direcția de prelucrare a suprafeței plăcuțelor, pentru a se elimina influența orientării neregularităților.

La urmele Vickers (fig. 1) valoarea medie a diagonalei măsurate prezintă o creștere sistematică o dată cu majorarea grosismentului total al aparatului și a aperturii numerice a obiectivului. Într-un singur caz (obiectiv x 12) se constată o reducere a mărimii medii, care evident se datorește aperturii numerice inferioare a acestui obiectiv (0,25) față de obiectivul utilizat la grosismentul anterior (x 10 ; 0,30). O dependență de tipul microscopului de îndată ce se aplică același grosisment și aceeași iluminare normală nu se evidențiază. La urmele Brinell (fig. 2) cu diametrele între 1 și 2 mm, iluminate oblic la 45°, se constată aceeași majorare a diametrului măsurat odată cu creșterea grosismentului total. Totodată dimensiunile măsurate la proiector sînt sistematic mai mari decît cele înregistrate la microscopul universal de măsurat cu orice grosisment utilizat chiar la obiective cu apertură numerică apropiată. Aceste diferențe se datoresc iluminării diferite aplicate la cele două aparate : iluminare oblică la 45° la microscopul universal și o iluminare puțin înclinată față de axul optic la microscopul cu proiector.

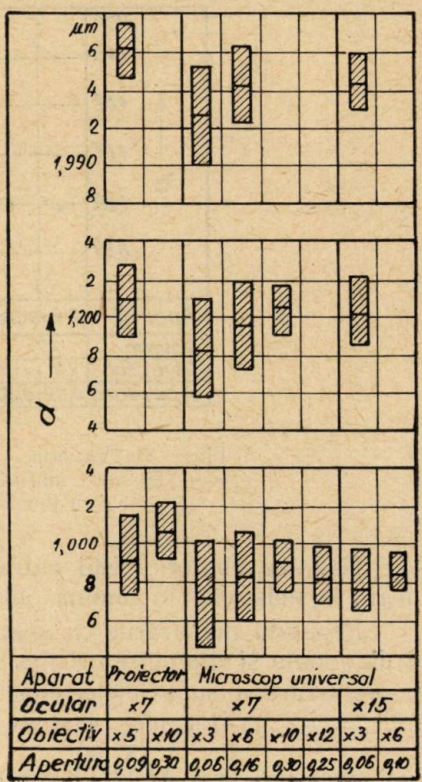


Fig. 2. Rezultatele măsurării urmelor Brinell cu diverse aparate optice — serii de cinci măsurări cu iluminare oblică și diametrele dispuse la 45° față de direcția de prelucrare a suprafeței.

Influența iluminării normale pentru măsurarea urmelor Brinell a fost analizată printr-o repetare a măsurărilor la microscopul universal. Conturul urmei în acest caz apare mai puțin contrastat decît la iluminare oblică iar diametrul măsurat este sistematic mai mare cu cca 30 μm (fig. 3). Lipsa de contrast a urmei afectează de altfel și reproductibilitatea operației, în-

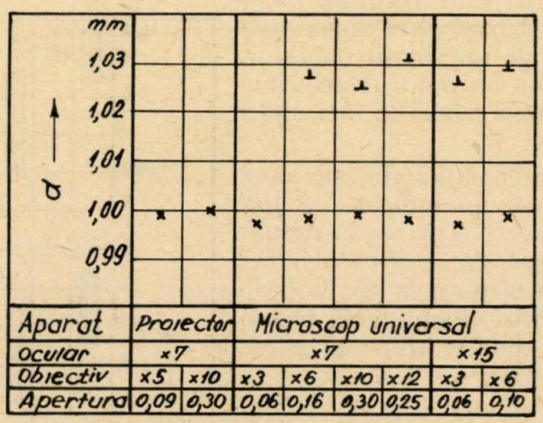


Fig. 3. Variația dimensiunii urmelor Brinell ($d \approx 1{,}00$ mm) măsurate cu iluminare oblică (x) și cu iluminare normală (⊥).

registrîndu-se abateri medii patratice mai ridicate pînă la 2,7 μm, față de 1,5 μm la măsurări în lumina oblică la 45°, pentru diametre de 1 mm.

Repetînd măsurările cu aparatura optică specificată anterior, la urme cu diagonale și diametre orientate paralel și perpendicular față de direcția de prelucrare a suprafețelor plăcuțelor se înregistrează diferențe sensibile a dispersiei seriilor (fig. 4 și 5). Abaterile medii patratice ale seriilor de cinci măsurări $\left(s = \sqrt{\frac{\sum \delta^2}{n-1}}\right)$ pentru diagonale, respectiv diametre, perpendiculare pe direcția de prelucrare, ating în toate cazurile valorile maxime, pentru ca la dimensiunile perpendiculare conjugate să se restrîngă în aceleași limite ca și măsurările efectuate la orientarea lor la 45° față de direcția de prelucrare. În general dispersia seriilor relevă o tendință de diminuare o dată cu creșterea grosismentului, pentru ca la o anumită limită să nu se mai înregistreze nici o influență.

Rezultatele obținute cu microscopul universal de măsurat concordă cu datele experimentale prezentate în cercetările efectuate cu microscoape cu micrometru ocular [1], [5], [6], [7], și cu analizele teoretice generale ale influenței caracteristicilor optice [2], [3], [4].

Expunerea rezultatelor acestor măsurări, executate în condiții de aparatură optică relativ limitate, confirmă necesitatea completării normalizării metodicei de măsurare a urmelor de duritate Vickers și Brinell, sesizată și solicitată de altfel de mulți cercetători, cu indicații riguroase și univoce pentru : aparatura optică (grosisment, apertură numerică), iluminarea (unghiul

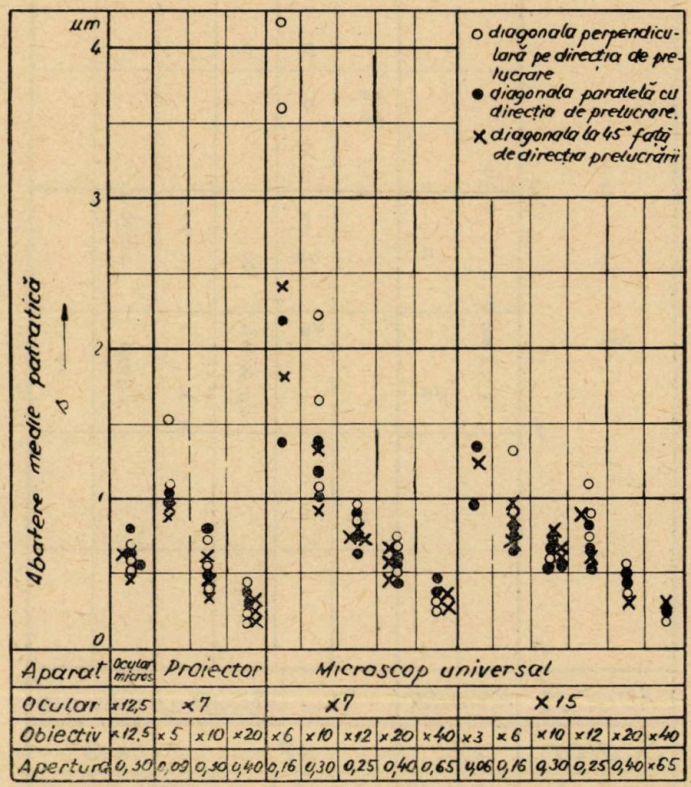
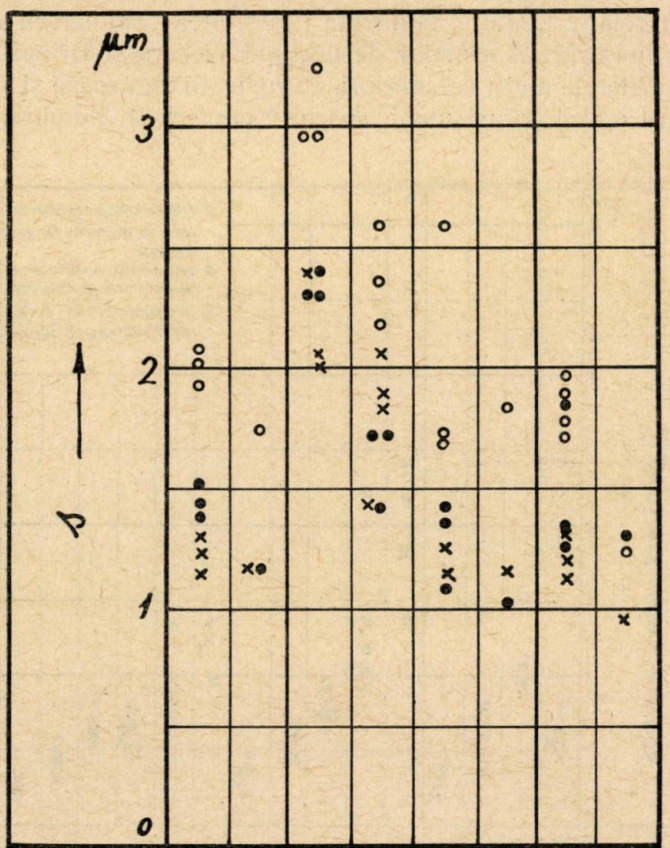

μm
4
3
2
1
0
Abatere medie patratică s
o diagonala perpendiculară pe direcția de prelucrare
● diagonala paralelă cu direcția de prelucrare.
× diagonala la 45° față de direcția prelucrării
Aparat | ocular micres | Proiector | Microscop universal
Ocular | ×12,5 | ×7 | ×7 | ×15
Obiectiv | ×12,5 | ×5 | ×10 | ×20 | ×6 | ×10 | ×12 | ×20 | ×40 | ×3 | ×6 | ×10 | ×12 | ×20 | ×40
Apertura | 0,30 | 0,09 | 0,30 | 0,40 | 0,16 | 0,30 | 0,25 | 0,40 | 0,65 | 0,06 | 0,16 | 0,30 | 0,25 | 0,40 | 0,65

Fig. 4. Abaterile medii patratice *s* pentru seriile de cinci măsurări de urme Vickers — iluminare normală și diagonale perpendiculare (o), paralele (●) și la 45° (*x*) față de direcția de prelucrare a suprafeței.

față de axa optică) și orientarea urmelor față de direcția de prelucrare a suprafețelor. Numai printr-o asemenea normalizare detaliată a condițiilor de măsurare a urmelor se va putea asigura uniformitatea reproducerii scărilor de duritate Vickers și Brinell.



Aparat	Proiector		microscop universal					
Ocular	×7		×7				×15	
Obiectiv	×5	×10	×3	×6	×10	×12	×3	×6
Apertura	0,09	0,30	0,06	0,16	0,30	0,25	0,06	0,10

Fig. 5. Abaterile medii patratice s pentru seriile de cinci măsurări de urme Brinell — la iluminare oblică cu diametrul perpendicular (o), paralel (●) și la 45° (x) față de direcția de prelucrare.

BIBLIOGRAFIE

1. Hengemühle W., (1958), *Härteprüfmaschinen und Geräte* — in E. Siebel—N. Ludwig — *Prüf- und Messeinrichtungen*, Springer.
2. Illig W., (1961), Fehleranalyse an handelsüblichen Geräten zur optischen Auswertung von Härte-Prüfeindrücken nach Vickers und Brinell, *V. D. I. Berichte*, **41**.
3. Meyer K., (1962), Über den gegenwärtigen internationalen Stand der technischen Härteprüfung — *Schweizer Archiv*, **28**, *1*.
4. Oettel I., (1961), Über Anforderungen an die Optik und an die Probenvorbereitung bei der Bestimmung der Mikrohärte, *Jenaer Rdsch.*, *6*.
5. Sporkert K., (1937), Die Bestimmung der zum Ausmessen von Vickerseindrücken erforderlichen Vergrösserung. *Zeitschrift für Metallkunde*, **29**, *5*.
6. Sporkert K., (1938), Bedingungen für genaues Ausmessen von Härteprüfeindrücken. *Z. Metallkunde*, **30**, *6*.
7. Weingraber H., (1952), *Technische Härtemessung*, C. Hauser, München.

Manuscris primit în redacție la 17 decembrie 1965

O NOUĂ METODĂ DE DETERMINARE A REZISTENȚEI LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR CARBON, BAZATĂ PE MĂSURAREA VÎSCOZITĂȚII MAGNETICE

GH. ILIESCU

Institutul politehnic, Iași

In lucrare se arată schema de principiu și metoda de studiu a comparării vîscozității magnetice cu fenomenul oboselii oțelurilor carbon.

S-a stabilit existența unei corelații între vîscozitatea magnetică și fenomenul de oboseală, în cazul unui oțel OL 42.

In vederea obținerii unor rezultate mai concludente, pe viitor vor trebui executate un număr mai mare de experiențe.

1. Introducere

E. Ravilly a observat, la solicitarea alternativă de torsiune a firelor din oțel moale, că permeabilitatea magnetică a materialului variază cînd efortul unitar este superior rezistenței la oboseală. El a constatat că, pentru același număr de cicluri, scăderea permeabilității magnetice este proporțională cu efortul unitar aplicat și că la eforturi unitare aproximativ egale cu rezistența la oboseală a materialului, variațiile permeabilității sînt practic nule.

Ulterior au fost studiate variațiile permeabilității magnetice ale oțelurilor carbon, în curent alternativ, la o solicitare de oboseală prin încovoiere rotativă [4], dar nu s-au putut trage concluzii definitive deoarece în unele cazuri s-au obținut creșteri, iar în alte cazuri scăderi simțitoare ale permeabilității.

S-au făcut apoi cercetări asupra permeabilității magnetice la frecvențe relativ înalte [5], pe epruvete din oțel carbon, solicitate de asemenea la încovoiere rotativă, din care s-a constatat că permeabilitatea magnetică variază apreciabil la eforturi unitare superioare rezistenței la oboseală și că variațiile sînt mult mai mici pentru eforturi unitare inferioare rezistenței la oboseală.

Cercetările efectuate în curent alternativ, de frecvență relativ ridicată, conduc la rezultate mai greu de interpretat, datorită efectului pelicular care

nu permite să se urmărească decît caracteristicile magnetice ale unui strat superficial subțire.

În general, permeabilitatea magnetică scade pe măsură ce procesul de oboseală progresează, însă la unele epruvete s-au obținut creșteri ale permeabilității [4], [5], în special în faza inițială.

Unul dintre principalele avantaje ale aprecierii stării de oboseală, bazată pe măsurarea mărimilor magnetice, constă în faptul că acestea depind de valorile mijlocii ale tensiunilor interne, spre deosebire de cercetările micrografice, sau cu raze Röntgen, care dau rezultate relative numai asupra unor mici suprafețe cercetate.

2. Metoda și condițiile de lucru

Procesul de oboseală are ca rezultat, după cum se știe, apariția unor modificări de structură, fapt care ne-a condus la ideea de a încerca aprecierea stării de oboseală a unei epruvete, măsurînd vîscozitatea magnetică, variabilă la rîndul ei în funcție de starea materialului.

Oțelurile asupra cărora s-au făcut încercări pînă acum au fost oțelurile carbon obișnuite, pentru că au o compoziție chimică mai simplă și sînt frecvent folosite în construcția de mașini. Aceste oțeluri, la temperatura mediului ambiant, prezintă vîscozitate de fluctuație, care are manifestările cele mai puternice pe porțiunea pantei maxime a ciclului de isterezis și din această cauză măsurătorile au fost efectuate la cîmpul coercitiv.

Încercările la oboseală au fost executate prin încovoiere rotativă, cu ajutorul unei mașini construite după modelul clasic. În acest scop au fost folosite epruvete de formă conică, funcționînd în consolă. Aprecierea numărului de cicluri efectuate s-a făcut după timpul de funcționare a mașinii, între două măsurători consecutive, ținînd seama că frecvența de solicitare a epruvetelor era de 1 450 cicluri pe minut.

Forța aplicată la capătul liber al epruvetei s-a calculat astfel încît eforturile unitare să rezulte, după voie, mai mici, egale, sau mai mari decît reizstența la oboseală indicată în literatură.

La intervale de timp corespunzătoare unor numere de cicluri cuprinse între 2×10^6 și 6×10^6, încercarea la oboseală era întreruptă, epruveta era scoasă de pe mașină, răcită pînă la temperatura mediului ambiant și supusă măsurătorilor magnetice. După aceasta, întreg circuitul magnetic era demagnetizat, iar epruveta supusă în continuare încercării la oboseală.

Pentru măsurătorile magnetice s-a folosit un dispozitiv de trasare a ciclului de isterezis, după metoda Ewing, montat conform schemei din figura 1. Evident, dispozitivul a fost modificat parțial pentru a permite măsurarea vîscozității magnetice. În acest scop, epruveta destinată încercărilor la oboseală (ex), a fost introdusă într-un circuit magnetic, închis cu ajutorul altei epruvete identice (em), folosită ca martor și a două armături executate din tole de transformator. Bobinele magnetizante, legate în serie,

erau alimentate de un acumulator de mare capacitate cu tensiunea riguros constantă, iar bobinele de măsură, legate de asemenea în serie, puteau fi conectate fie la un galvanometru balistic de mare sensibilitate, fie la un fluxmetru.

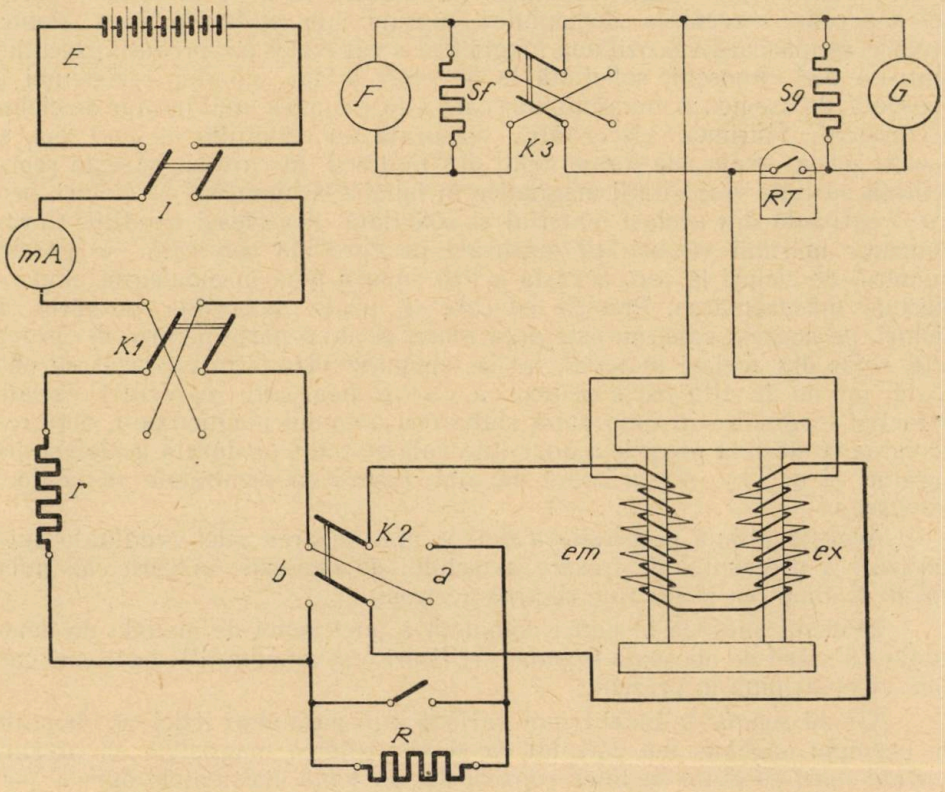


Fig. 1. Schema instalației pentru măsurarea vîscozității magnetice.

Măsurarea vîscozității magnetice s-a făcut după trei secunde din momentul stabilirii cîmpului magnetizant, ceea ce a permis să fie eliminat complet efectul curenților turbionari. Pentru introducerea galvanometrului în circuit, s-a folosit un releu de timp cu contacte în mercur.

Rezultatele experimentale au arătat că vîscozitatea magnetică crește cu numărul de cicluri, aproximativ liniar, mai slab pentru oțelurile moi și mai puternic pentru oțelurile tari [3]. Această creștere a vîscozității, la cîmpul coercitiv, pare că se datorește unui proces de mărire a pantei ciclului de isterezis. În același timp, s-a constatat o tendință de creștere a mărimii cîmpului coercitiv, dar nu s-au observat nici un fel de discontinuități în timpul efectuării măsurătorilor de vîscozitate magnetică.

3. Rezultatele experimentale și interpretarea lor

Metoda permite aprecierea stării de oboseală a unei epruvete, pe baza mărimii vîscozității magnetice măsurate înainte de a se produce ruperea, adică permite cercetarea domeniului cuprins sub curba Wöhler. Pentru aceasta se măsoară vîscozitatea magnetică a epruvetei de cercetat, executată dintr-un oțel cunoscut, solicitată la un efort unitar superior rezistenței la oboseală, de asemenea cunoscut, dar care a fost supusă unui număr de cicluri necunoscut. Mărimea vîscozității, măsurată în condițiile de mai sus, se așează pe un grafic, de forma celui din figura 2, în care se găsește reprezentată variația vîscozității magnetice în funcție de numărul de cicluri, pentru o epruvetă din același material și solicitată în aceleași condiții. Corespunzător mărimii vîscozității măsurate pe epruveta cercetată, se găsește numărul de cicluri la care aceasta a fost supusă pînă în momentul cînd s-a efectuat măsurătoarea. Precizia cu care se poate determina numărul de cicluri, pe această cale, nu este prea mare, pe de o parte pentru că epruvetele, chiar din același material, nu se comportă identic în procesul de oboseală, iar pe de altă parte pentru că vîscozitatea, care reprezintă variația inducției magnetice în timp după stabilirea cîmpului magnetizant, cere respectarea cu destulă precizie a unor intervale de timp, pe durata aceleiași măsurători și de la o măsurătoare da alta, pentru ca rezultatele să poată fi comparate.

Această ultimă necesitate a dus la preconizarea unei eventuale automatizări a procesului de trasare a ciclului de isterezis, în care caz intervalele de timp pot fi păstrate riguros aceleași.

Evident, punerea la punct completă a unei astfel de metode de determinare a stării de oboseală impune verificări mai amănunțite decît cele care s-au efectuat pînă în prezent.

Ținînd seama de modul cum variază unii parametri fizici cu oboseala, de exemplu săgeata, s-a așteptat ca și vîscozitatea magnetică să prezinte variații mari cu puțin înaintea ruperii, dar cu toate insistențele depuse pentru a surprinde acest moment, asemenea variații nu s-au observat.

S-a observat însă, pentru încercări ale unor epruvete la eforturi unitare mai mici decît rezistența la oboseală, că vîscozitatea magnetică rămîne constantă, oricît s-ar prelungi încercarea.

Pentru a verifica această observație, s-au făcut cîteva încercări, dintre care dăm mai jos rezultatele uneia, care par a fi mai semnificative. O epruvetă din oțel OL42 ($\sigma_r = 20$ kgf/mm^2) a fost supusă încercării la oboseală, sub un efort unitar ($\sigma_1 = 19{,}1$ kgf/mm^2) cu puțin mai mic decît rezistența la oboseală și pînă la $1{,}76 \times 10^7$ cicluri nu s-a înregistrat nici un fel de modificare a vîscozității magnetice, așa cum rezultă din figura 2. Din acel moment, mărind efortul unitar peste valoarea rezistenței la oboseală a oțelului ($\sigma_2 = 22$ kgf/mm^2), vîscozitatea magnetică a început imediat să crească. Apreciind ca fiind prea mare creșterea, după prima măsurătoare am micșo-

rat efortul unitar ($\sigma_3 = 20{,}5$ kgf/mm^2), iar valoarea aceasta a fost menținută pînă la ruperea epruvetei.

Metoda prezentată în lucrarea de față are avantajul că necesită cîte o singură epruvetă pentru fiecare determinare, spre deosebire de metoda dilatometrică de exemplu, care cere 6—8 epruvete pentru o singură deter-

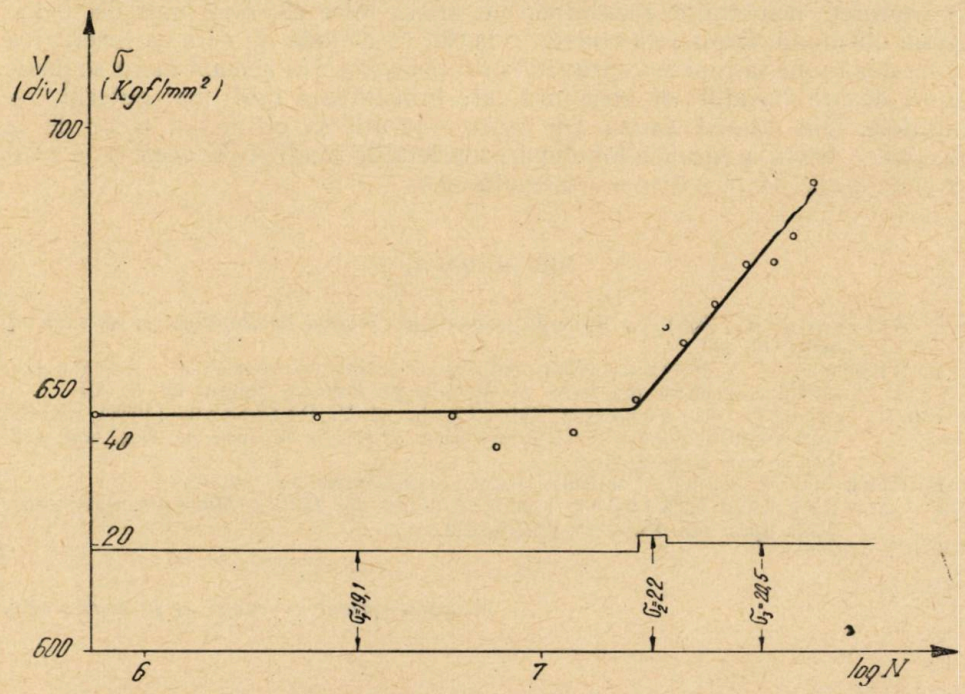


Fig. 2. Variația vîscozității magnetice în funcție de logaritmul numărului de cicluri, corespunzătoare eforturilor unitare indicate în diagramă.

minare. Pe de altă parte, variația vîscozității magnetice în funcție de numărul de cicluri urmează legi relativ simple, fără discontinuități și fără paliere, atît la eforturi unitare inferioare rezistenței la oboseală cît și la valori superioare acesteia. După cum se știe, variația coeficientului de dilatare în funcție de mărimea eforturilor unitare, la care epruvetele au fost supuse, urmează legi mai complicate.

Din cele expuse mai înainte, rezultă că rezistența la oboseală poate fi determinată fără a fi necesară o încercare de durată.

Pentru aceasta se începe solicitarea cu un efort unitar mai mic decît rezistența la oboseală, care apoi se mărește în trepte pînă cînd vîscozitatea magnetică începe să crească. Efortul unitar la care vîscozitatea începe să crească, corespunde destul de exact rezistenței la oboseală. Rezultatul astfel

obținut nu este afectat de erori datorite creșterii efortului unitar în trepte, deoarece vîscozitatea magnetică nu variază la eforturi unitare mai mici decît rezistența la oboseală.

În încercările de determinare a rezistenței la oboseală, cu ajutorul metodei prezentată în lucrarea de față, am observat că influența calității suprafeței asupra rezultatelor obținute este destul de mică și că folosind epruvete cu suprafețe nelustruite, rezultatele nu diferă între ele mai mult decît dispersia obișnuită. Explicația constă în faptul că metoda nu cere ca încercarea să fie dusă pînă la ruperea epruvetei prin oboseală. Nu același lucru se poate spune despre variațiile de structură care influențează mult mai puternic rezultatele. Din această cauză am considerat util să efectuăm, chiar de la început, o triere a epruvetelor după proprietățile magnetice, ceea ce a avut ca efect o micșorare a dispersiei rezultatelor.

BIBLIOGRAFIE

1. P. Brissoneau, (1958), Le traînage magnétique. *Journal de Physique et de Radium*, avril, **19**, 490.
2. C. Antonione, A. Ferro, (1962), Sulla correlazione tra resistenza a fatica e proprietà magnetiche del ferro. *La Metallurgia Italiana*, giugno, **54**, *6*, 205.
3. Gh. Iliescu, D. Bărbulescu, Gh. Savin și V. Petrescu, (1958), Studiul vîscozității magnetice la oțelurile carbon în funcție de oboseală. *Bul. Inst. politehnic Iași*, **4**, *3—4*, 259.
4. K. Fink and M. Hempel, (1949), Archif, *Eisenhüttenwesen*, **20**, *75*.
5. P. Cavanagh and T. Wlodek, (1948), *Am. Soc. for Testing Materials*, Symposium 1948. Spec. Teh. Publ. *85*, ASTM, 123.

Manuscris primit în redacție la 10 martie 1965.

CALITATEA ȚEVILOR SUDATE ELECTRIC ÎN CORELARE CU ANIZOTROPIA PLANĂ A BENZILOR LAMINATE LA CALD*

A. CONSTANTINESCU și M. BLUMENFELD**)

Institutul de cercetări metalurgice, București

Realizarea țevilor sudate electric pe generatoare este concepută ca un proces unic ce se desfășoară continuu, producția de țevi rezultată fiind de calitate numai în cazul cînd instalația de formare și sudare lucrează stabilizat. Un factor ce reduce perturbările ce pot apare în mersul unei astfel de instalații este omogenitatea calitativă a materiei prime.

În lucrarea de față s-a căutat a se corela calitatea țevilor sudate, cu omogenitatea materialului; aceasta din urmă rezultată din analiza curbei caracteristice pe porțiunea $\sigma_c - \sigma_r$ pe baza modulului de anizotropie plană (coeficientul lui Lankford). În articol se prezintă tehnica experimentală pentru determinarea acestui coeficient.

În încheiere se compară datele obținute prin probele tehnologice de aplatisare și răsfrîngere efectuate pe probe din țevi sudate, cu anizotropia plană a benzii din care acestea s-au efectuat. Rezultatele arată că o astfel de corelare este posibilă, ea urmînd a permite studierea calității benzii laminate, utilizată ca materie primă în procesul de executare a țevilor sudate pe generatoare.

1. Introducere

Procedeul de realizare a țevilor sudate electric prin presiune, pe generatoare, constituie un mare succes pe calea progresului tehnic, fiind unul dintre cele mai moderne procedee aplicate industrial. Datorită multiplelor sale avantaje: productivitate mare, exploatare și întreținere mai ușoară, valori de investiție relativ mici, preț de cost scăzut etc., noul procedeu s-a răspîndit rapid și el stă la baza remarcabilei creșteri a producției mondiale de țevi. Avînd pereți relativ subțiri și diametre, în general, mici, țevile sudate

*) *Comunicare la a VI-a Sesiune științifică I.C.E.M., ian. 1966.*

**) *La efectuarea lucrărilor experimentale a participat și I. Costăchescu.*

electric pe generatoare sînt în principal utilizate în instalații și în construcțiile mecanice.

Procesul tehnologic de fabricație al țevilor sudate electric se poate urmări în figura 1.

Formarea și sudarea țevilor fiind concepute ca un procedeu unic ce se desfășoară continuu, producția de țevi rezultată este de calitate numai în cazul în care instalația de formare și sudare lucrează în regim stabilizat. Orice perturbări sau schimbări în mersul acestei instalații are influențe negative asupra calității țevilor. Pentru ca aceste perturbări să nu se producă, printre altele un mare rol îl joacă banda — laminată la rece sau la cald — folosită ca materie primă, ea trebuind să prezinte o accentuată omogenitate calitativă (compoziție chimică, dimensiuni, proprietăți tehnologice etc.).

In lucrarea de față se prezintă rezultatele unui studiu referitor la influența omogenității capacității de deformare plastică la rece a benzii laminată la cald asupra calității țevilor sudate electric. Acest studiu s-a efectuat pe baza modulului de anizotropie plană (coeficientul lui Lankford), rezultat al unei prelucrări mai aprofundate a curbei lui Hooke în intervalul $\sigma_c \rightarrow \sigma_r$.

2. Considerații asupra procesului de deformare al benzii în timpul formării profilului țevii, în corelare cu modulul de anizotropie „r"

După cum se observă în figura 1, banda este deformată succesiv trecînd mai întîi la un profil U, ca în final să se închidă obținîndu-se profilul țevii, *O*. De-a lungul acestui proces, banda este supusă unei deformări plastice în trei direcții, cea mai accentuată producîndu-se în direcția care coincide cu lățimea benzii, în timp ce celelalte două sînt mici în comparație cu aceasta. Drept urmare, asigurarea unei corecte formări a profilului închis al țevii în condiții constante de deformabilitate, care să conducă la realizarea unor eboșe de bună calitate, este legată de comportarea izotropă a benzii, sub influența forțelor de deformare.

In cazul în care materialul supus deformării în vederea realizării profilului țevii nu are o comportare izotropă, se poate presupune că deformarea materialului prezintă diferențe de la un punct la altul al benzii — atît pe lățime, cît și în lungime — ceea ce va face ca formarea profilului țevii să nu mai fie complet stăpînită. Ca urmare, profilul țevii va prezenta și el diferențe de-a lungul eboșii, în unele puncte fețele de închidere ale profilului închizîndu-se corect, iar în altele incorect. Cele semnalate vor face ca sudarea țevii să se realizeze în condiții variabile de-a lungul eboșii, deci într-un regim nestabilizat, care — după cum s-a arătat — conduce la o producție de țevi neomogene din punct de vedere calitativ.

Analiza în laborator a comportării izotrope la deformare într-o stare triaxială de tensiuni este dificil de realizat. Din această cauză, în tehnica încercărilor tehnologice de laborator își face locul, în ultimul timp, ideea

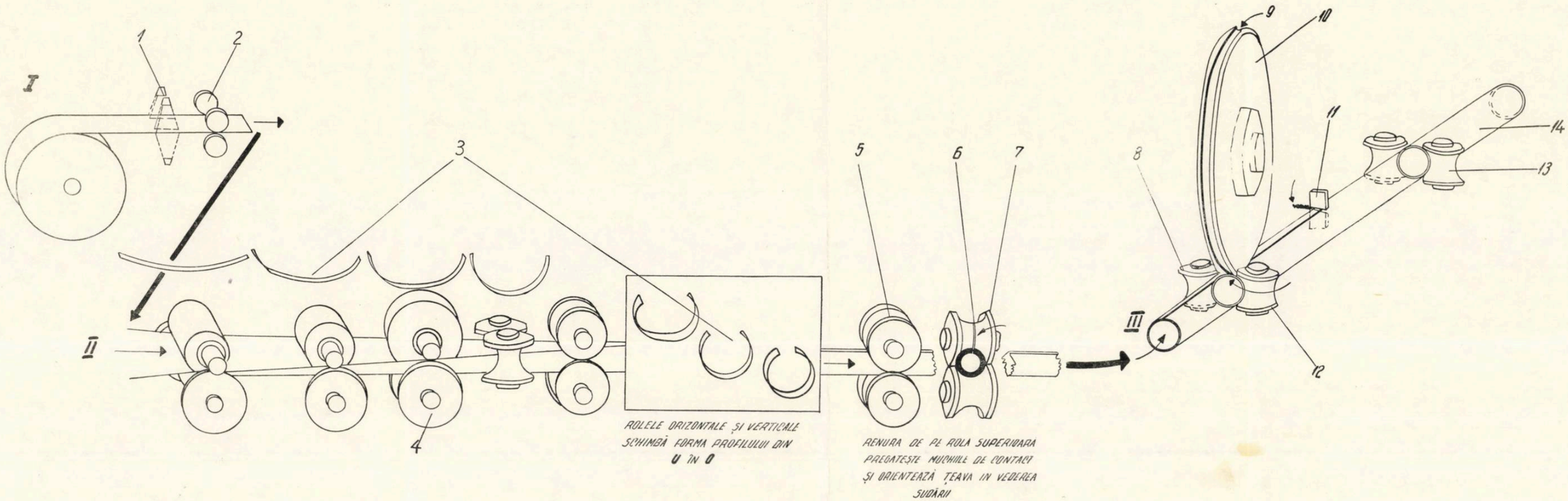
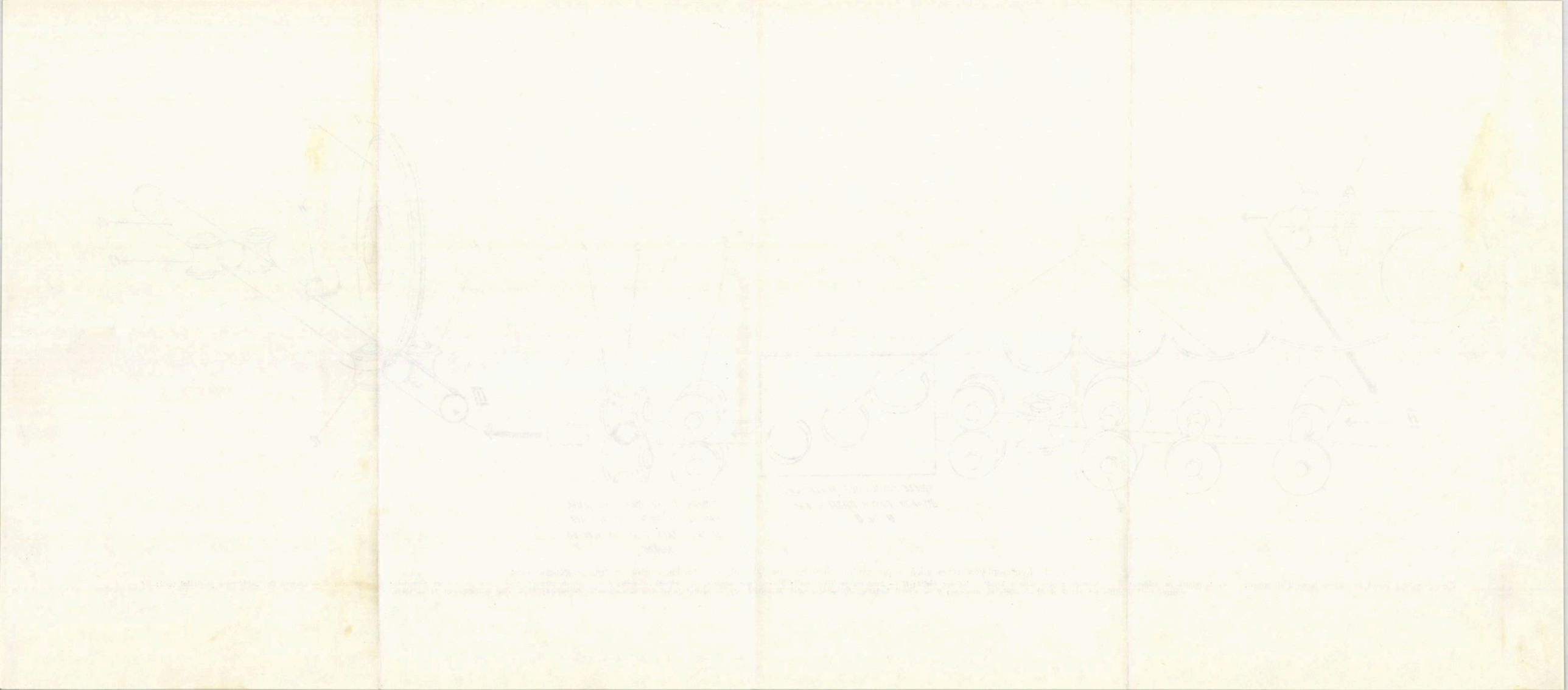


Fig. 1. Reprezentarea schematică a procesului tehnologic de fabricaţie al ţevilor sudate electric, pe generatoare:

I — pregătirea benzii în vederea formării şi sudării: *1* — instalaţia de sablare; *2* — foarfeca pentru tăierea benzii la lăţimea dorită; *II* — formarea profilului ţevii; *3* — etapele succesive ale deformării benzii; *4* — rolele de formare; *5* — rolele de formare cu renură; *6* — renură; *7* — trecerea de închidere a profilului ţevii; *III* — sudarea ţevii şi calibrarea ei: *8* şi *12* — rolele de presiune; *9* — stratul izolator, *10* — electrodul de sudură; *11* — cuţitul de rabotare al cordonului de sudură; *13* — role de calibrare; *14* — ţeava.



analizei acestei comportări pe baza unei mai atente prelucrări a datelor rezultate din încercarea de tracțiune. În acest sens, în completarea unor noi indicatori de calitate, Lankford, Snyder și Bauscher [1] au propus ca aprecierea anizotropiei unui material la deformare să se facă pe baza unei noi caracteristici fizice a acestuia, «modulul de anizotropie» sau „coeficientul lui Lankford". Relația de definiție a acestei noi caracteristici este următoarea :

$$r = \frac{\bar{\varepsilon}_l}{\bar{\varepsilon}_t} \qquad (1)$$

unde : $\bar{\varepsilon}_l$ este deformația specifică reală *) transversală (pe lățime) a epruvetei, iar

$\bar{\varepsilon}_t$ este deformația specifică reală pe grosime a epruvetei.

Această nouă caracteristică a fost introdusă de autorii ei din necesitatea aprecierii capacității de deformare a materialului în procesul de ambutisare. Avantajul său constă în aceea că se referă la aprecierea comportării materialului în zona de deformare, cuprinsă între limita de curgere și zona ruperii. Deși modulul de anizotropie a fost imaginat de autori pentru procesul de deformare din timpul ambutisării, se consideră că el surprinde foarte bine fenomenul care se petrece și în timpul deformării benzii în cadrul procesului de realizare a țevii, în vederea sudării. În consecință, s-a considerat posibil ca pe baza analizei modulului de anizotropie să se aprecieze comportarea benzilor laminate la cald în timpul procesului de deformare plastică, în vederea formării profilului țevii.

După cum arată relația (1) de definire a modulului de anizotropie, determinarea acestuia este legată de posibilitatea de măsurare a variațiilor dimensiunilor epruvetei, atît pe lățime, cît și pe grosime. Ținînd seama că lățimea l a epruvetei poate fi suficient de mare, măsurarea variației sale se poate face cu precizie, eventualele erori absolute ale măsurării conducînd la erori relative practic neglijabile. În schimb, avînd în vedere că grosimea t a materialului folosit la producerea țevilor sudate electric este relativ mică (max. 4,5 mm) și că fiind laminat la cald prezintă variații accentuate de grosime de-a lungul lui, măsurarea variației acesteia se face cu erori relative mari. În acest caz, erori absolute mici, raportate la grosimi de asemenea mici, pot conduce la erori relative apreciabile. Pentru a evita această dificultate, Lankford și colaboratori [1] au transformat — pe baza unor considerente teoretice — relația (1) de definire a modulului de anizotropie.

---

*) *Spre deosebire de deformația specifică convențională, care se definește ca raportul dintre deformația instantanee și dimensiunea inițială, deformația specifică reală se determină prin raportarea aceleiași deformații instantanee la dimensiunea corespunzătoare :*

$$\bar{\varepsilon}_L = \int_{L_1}^{L_2} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_2}{L_1}$$

în care L reprezintă lungimea epruvetei.

Într-adevăr, admițînd ipoteza că în timpul deformării plastice volumul epruvetei nu se modifică — cu alte cuvinte considerînd că materialul supus deformării este incompresibil — relația (1) se poate transforma devenind

$$r = \frac{\ln \frac{l_1}{l_2}}{\ln \frac{L_2 \cdot l_2}{L_1 \cdot l_1}} \tag{2}$$

unde indicii 1 și 2 reprezintă două stări succesive de deformare.

Analizînd comparativ relația transformată (2) cu relația de definiție (1), se observă că în locul lui e a apărut raportul $(L_2 \cdot l_2 / L_1 \cdot l_1)$ a cărui determinare nu prezintă dificultăți.

G. Pomey [3] subliniază că modulul r poate interveni în două moduri în aprecierea procesului de deformare plastică la rece a laminatelor plate:

— sub forma $r(\varphi)$, adică variația lui cu direcția „φ" în care se efectuează încercarea de tracțiune, ceea ce definește «anizotropia plană», adică anizotropia materialului încercat în planul său;

— sub forma $r_m — r_m = \frac{1}{4}[r(0°) + 2r(45) + 3r(90)]$ — adică media diferitelor valori ale lui $r(\varphi)$, formă care caracterizează «anizotropia normală» sau aptitudinea laminatului plat de a se opune subțierii în grosime [4].

Avînd în vedere cele arătate, rezultă că anizotropia normală este o mărime convențională care interesează, în primul rînd, din punctul de vedere al stabilirii capacității de ambutisare. În schimb, se consideră că anizotropia plană este cea care trebuie urmărită îndeaproape pentru a aprecia proprietățile pe care trebuie să le aibă un material pentru a fi folosit în bune condiții la producția de țevi sudate electric.

3. Considerații cu privire la determinarea experimentală a modulului de anizotropie „r"

Cercetările efectuate în diferite laboratoare au condus la stabilirea unei metodici de determinare a modulului de anizotropie, care permite obținerea unor rezultate comparabile și reproductibile. În cele ce urmează se prezintă metodica folosită în cadrul lucrării de față, argumentată prin prisma celor mai importante prevederi pe care literatura de specialitate le menționează drept condiții obligatorii pentru determinarea cu suficientă precizie a coeficientului lui Lankford.

3.1. *Forma și dimensiunile epruvetei*

În ceea ce privește lățimea epruvetei, în majoritatea cercetărilor [5], [6] și [7] s-a folosit epruveta ISO, cu lățimea maximă de 20 mm, prevăzută pentru încercarea tablelor subțiri. Corespunzător acestei lățimi baza de măsurare a deformației longitudinale este de max. 50 mm.

Ținînd seama de indicațiile din literatură [5] precum și de materialul supus cercetării și de scopul urmărit, s-a adoptat o epruvetă avînd forma și dimensiunile din figura 2.

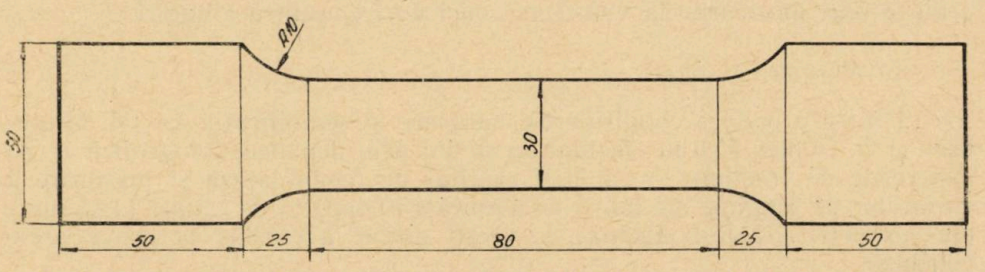


Fig. 2. Forma și dimensiunile epruvetei folosită la determinarea modulului de anizotropie.

Epruveta folosită respectă indicația referitoare la raportul ce trebuie să existe între baza de măsurare a deformațiilor longitudinale, și lungimea totală a epruvetei. Lățimea epruvetei folosită este însă ceva mai mare, pentru a permite o precizie sporită la măsurarea deformațiilor transversale.

3.2. *Condiții de efectuare a încercării*

În literatura de specialitate [5] și [6] se recomandă ca încercarea să se efectueze cu o viteză de încărcare relativ lentă și anume sub 25 mm/min sau sub 0,1 mm/mm · min. În ceea ce privește valoarea deformației permanente, la care trebuie oprită încercarea, se remarcă existența unei limite superioare a deformației longitudinale, situată imediat înaintea apariției fenomenului de gîtuire transversală. În aceste condiții, apare posibil ca încercarea să se oprească în momentul atingerii valorii maxime a sarcinii. Este însă preferabil să nu se depășească alungiri specifice de ordinul a 20 ... 25% în oțelurile moi și chiar s-a stabilit oprirea sistematică a încercărilor la 20%, cu excepția cazurilor în care alungirile repartizate sînt prea mari sau prea mici.

După cum se menționează în lucrarea [7], nu trebuie exagerat nici în direcția opririi încercării la valori prea mici ale deformațiilor specifice longitudinale — sub 7% — pentru că în acest caz se accentuează dispersia rezultatelor obținute.

Încercările din cadrul studiului de față s-au efectuat cu o viteză constantă de 0,05 mm/mm · min, ceea ce înseamnă că s-au respectat indicațiile din literatură. În schimb, la stabilirea valorii medii a deformației longitudinale la care s-au oprit încercările, s-a avut în vedere în afara indicațiilor din literatura de specialitate și valoarea aproximativă de cca 4% a alungirii specifice principale maxime ce apare în procesul de formare a profilului țevilor sudate electric, produse în R. S. România.

În cadrul încercărilor preliminare de stabilire a metodicii de lucru, s-a constatat capacitatea relativ redusă de deformare a materialului studiat,

evidențiată prin apariția unor deformații transversale locale, accentuate la valori ale deformațiilor longitudinale în jur de 20%. Din această cauză, s-a stabilit ca valoare maximă a deformației la care trebuie oprite încercările, valoarea de cca 10%. Acest mod de a proceda se corelează și cu ideea de a nu se opri încercările la valori mai mici de 7% pentru alungiri.

3.3. *Măsurători și calcule*

Pentru a preciza condițiile de măsurare și semnificația lor, M. Grumbach și G. Pomey [5] au efectuat un studiu prin depunere fotografică — pe epruvetele de tracțiune — a unui cadrilaj de 5 mm latură și măsurare a variațiilor de lungime ale bazei de măsură (50 mm) și de lățime (12,5 mm) ale epruvetei. Studiul efectuat de acești autori a condus la următoarele concluzii.

— Pentru a determina modulul de anizotropie r al unei epruvete de tracțiune, se poate face media valorilor lui r pentru fiecare latură sau șiruri longitudinale de pătrate ; se poate, de asemenea, utiliza măsurarea alungirii bazei de 50 mm. În acest caz, se măsoară 10 lățimi ale epruvetei de-a lungul bazei de măsură și se face calculul cu lățimea și lungimea medie ;

— Dacă se urmărește a se garanta că fiecare măsurare independentă nu dă variații ale lui $\Delta r/r$ superioare lui 1%, în cazul unei epruvete ISO 50 ($L_1 = 50$ mm, $l_1 = 12{,}5$) și pentru $\Delta r/r < 1\%$ este necesar ca măsurarea lungimilor să se facă cu erori ΔL mai mici de 0,04 mm, respectiv cea a lățimilor cu erori Δl mai mici de 0,004 mm. Ținînd seama că Δl reprezintă însă eroarea mediei a 10 măsurări de lățime, trebuie ca fiecare măsurătoare să fie făcută cu o eroare inferioară lui 0,012 mm (admițînd că lățimea inițială este cunoscută cu precizia dorită).

Ținînd seama de indicațiile arătate, s-au efectuat 9 măsurări ale variației de lățime, din 5 în 5 mm de-a lungul bazei de măsură, care a avut lungimea de 40 mm. S-a măsurat, de asemenea, variația lungimii bazei de măsurare a deformațiilor longitudinale cu o precizie de 0,001 mm.

În calcule, s-a lucrat cu valorile medii ale celor nouă măsurări ale variațiilor de lățime și cu variația totală a lungimii. În ce privește determinarea logaritmului s-a lucrat cu tabele cu 5 zecimale. Determinarea modulului r s-a făcut folosind formula (2).

4. Interpretarea rezultatelor obținute

Studiul ale cărui rezultate sînt prezentate în această lucrare a fost efectuat pe 38 de rulouri provenite din nouă șarje, cu compoziții chimice și caracteristici mecanice diferite (tab. 1). Din cele 38 rulouri de bandă s-au preluat dinspre capătul interior cîte un tronson avînd lungimea de ~1,5 m. Din aceste tronsoane s-au prelevat, prin tăiere la foarfecă, fîșii sub trei unghiuri față de direcția de laminare și anume : 0°, 45° și 90°. Din fîșii s-au prelucrat, prin așchiere, epruvetele necesare efectuării încercărilor.

Din cele 38 de rulouri de bandă a căror anizotropie plană s-a studiat, s-au executat loturi experimentale de țeavă sudată electric, în condiții industriale.

Tabela 1

Compoziția chimică și caracteristicile mecanice ale șarjelor din care s-au preluat rulourile de bandă destinate cercetării

Nr. șarjă	Nr. rulouri analizate pe fiecare șarjă	Calitate material	Compoziție chimică, %				Caracteristici mecanice				δ_5 %
			C	Mn	S	P	τ_r		τ_c		
							kgf/mm²	N/mm²	kgf/mm²	N/mm²	
1	4	OL32TS	0,10	0,40	0,040	0,038	42	412	28	275	39
2	6	OL32TS	0,07	0,27	0,039	0,032	36	353	25	245	38
3	3	OL32TS	0,10	0,40	0,039	0,027	35	343	28	275	38
4	6	OL32TS	0,10	0,35	0,032	0,024	33	324	24	235	34
5	3	OL32TS	0,10	0,31	0,041	0,027	35	343	27	265	39
6	4	OL32TS	0,10	0,38	0,030	0,030	38	373	30	294	39
7	4	OL32TS	0,08	0,36	0,036	0,027	36	353	27	265	39
8	4	OL32TS	0,10	0,32	0,030	0,036	36	353	28	275	42
9	4	OL32TS	0,10	0,32	0,032	0,035	38	373	29	284	41

Din ultima eboșe de țeavă rezultată dintr-un rulou, și anume din capătul final, s-au tăiat tronsoane de cîte ~5 m lungime. Din aceste tronsoane de țeavă s-au pregătit, prin așchiere, probe pentru încercările de aplatisare și răsfrîngere. Din fiecare tronson au fost efectuate 12 probe de aplatisare și 8 de răsfrîngere.

Pentru interpretare, s-au reținut rezultatele obținute pe 20 de rulouri, fiind eliminate rezultatele referitoare la celelalte 18 care au făcut obiectul cercetării, întrucît erau similare cu unele din cele reținute. Aceste rezultate sînt redate în tabela 2.

Analizînd valorile lui r redate în tabela 2 se constată o accentuată variație a acestor valori de la rulou la rulou, chiar în cadrul aceleiași șarje. Aceasta demonstrează că banda laminată la cald, care a făcut obiectul acestui studiu, prezintă o evidentă neomogenitate din punct de vedere al capacității de deformare plastică la rece. In consecință, ea nu va putea avea o comportare izotropă în timpul formării profilului. Această anizotropie accentuată explică, în parte, ceea ce s-a observat în condiții de producție industrială, că în anumite cazuri, la un același regim de formare și sudare rezultă țevi de calitate total diferită de la un rulou la altul, chiar cînd acestea provin din aceeași șarje. Din această cauză, a fost necesar ca, în cadrul studiului de față, să se urmărească și să se cunoască proveniența pe rulou a fiecărei eboșe și țeavă rezultată în cadrul loturilor experimentale. Procedînd în acest fel, s-a creat posibilitatea corelării valorilor lui r obținute pe același rulou cu procentul de țevi corespunzătoare (rezultatele din ruloul respectiv) la proba de aplatisare și răsfrîngere. Datele referitoare la această corelare sînt redate, de asemenea, în tabela 2.

Tabela 2

Tabelă cuprinzînd valorile de corelare între modulul r și calitatea țevilor sudate

Nr. *) crt.	Simbol rulou bandă **)	Direcția de prelevare (φ^0)	r	$\frac{\Delta r_{max}}{r_m} 100\%$	Procent țevi corespunzătoare la probe de aplatisare	Procent țevi corespunzătoare la probe de răsfrîngere
1	2	3	4	5	6	7
1	3—1	0 45 90	0,569 1,096 0,593	47,5	33	25
2	8—1	0 45 90	0,474 1,051 1,274	49	42	25
3	1—1	0 45 90	1,042 0,902 0,786	14,5	50	0
4	2—1	0 45 90	0,499 0,702 1,529	68	67	50
5	2—2	0 45 90	0,730 1,540 0,731	54	58	50
6	7—1	0 45 90	0,539 1,539 0,959	62	67	25
7	2—3	15 45 90	0,690 1,809 0,872	61	75	25
8	9—1	0 45 90	1,107 0,995 0,657	28,5	75	50
9	6—1	0 45 90	0,838 0,715 0,837	10,3	80	70
10	2—4	0 45 90	0,436 0,660 0,956	39,5	85	50
11	3—1	0 45 90	0,729 0,684 0,810	9,5	85	100
12	9—2	0 45 90	0,938 0,790 0,763	13	90	70

Tabela 2 (continuare)

1	2	3	4	5	6	7
13	2—5	0 90	0,793 1,136	18	100	nu s-au făcut
14	5—1	0 45 90	0,599 0,763 0,636	14,5	100	75
15	4—1	0 45 90	0,827 0,937 0,842	8	100	75
16	6—2	0 45 90	0,751 0,626 0,797	13,6	100	90
17	6—3	0 45 90	0,770 0,971 1,134	19,6	100	90
18	2—6	45 90	0,662 0,586	6	90	100
19	5—2	45 90	1,057 1,018	2	100	75
20	4—2	45 90	0,821 0,783	2,5	100	100

Observații :

**) Ordonarea rezultatelor s-a făcut de la valorile dispersate ale modulului r către valorile omogene.*

***) Prima cifră indică numărul șarjei, iar a doua cifră numărul ruloului din șarja respectivă.*

Așa după cum s-a mai arătat, în cazul procesului de formare al profilului țevilor sudate, modulul normal de anizotropie — adică anizotropia în direcția perpendiculară la planul benzii — nu prezintă interes. De asemenea, gradul de deformare fiind relativ mic și deci neexistînd pericolul subțierii benzii pe grosime, rezultă că în acest caz nici valoarea absolută a lui r nu are un interes deosebit. Ceea ce însă interesează într-adevăr în cazul benzilor folosite la producerea țevilor sudate, este variația valorilor lui r cu direcția de prelucrare a epruvetelor, variație care evidențiază comportarea izotropă sau neizotropă din planul benzii, cînd aceasta este supusă unui proces de deformare plastică. Dacă r va prezenta variații mici în funcție de direcția de prelevare a epruvetelor, aceasta înseamnă că materialul studiat va avea o comportare izotropă în cursul deformării plastice, ceea ce va face ca el să fie corespunzător producerii de țevi sudate. În cazul în care, însă, modulul r va prezenta mari variații, formarea nu va putea fi corect stăpînită,

fețele de închidere vor prezenta denivelări, iar regimul de sudare — chiar în condițiile unor parametri optimi — nu va reuși să asigure realizarea unui corect cordon de îmbinare, ceea ce va conduce la producerea unor țevi de calitate necorespunzătoare, sau în orice caz neomogene.

In tabela 2, variația lui r în funcție de direcția de prelevare a epruvetelor s-a evidențiat prin abatarea maximă relativă a diferitelor valori ale lui r față de valoarea lor medie, obținute în cazul aceluiași rulou. In ce privește omogenitatea calitativă a țevilor sudate, ea a fost apreciată — în tabela 2 — prin procentul de țevi corespunzătoare la proba de aplatisare, respectiv răsfrîngere, probele cele mai reprezentative pentru verificarea controlului rezistenței cordonului de sudură, proba de presiune avînd rolul de a verifica etanșeitatea acestui cordon.

Din analiza datelor cuprinse în tabela 2, rezultă :

— țevile rezultate din rulourile de bandă al căror modul de anizotropie r a prezentat variații accentuate, în funcție de direcția de prelevare a epruvetelor (poz. 1, 2, 4, 5, 6 și 10 din tabel), sînt neomogene din punct de vedere calitativ, la probele de aplatisare și răsfrîngere căzînd un procent ridicat de țevi (33 ... 57‰ la proba de aplatisare, respectiv 50 ... 75% la cea de răsfrîngere);

— țevile rezultate din rulourile de bandă al căror modul de anizotropie r a prezentat variații mici cu unghiul de prelevare (poz. 9, 11 ... 20) sînt sensibil mai omogene din punct de vedere calitativ, procentul de țeavă căzută la cele două probe eliminatorii fiind mult mai mic (0 ... 20‰ la proba de aplatisare, respectiv 0 ... 30% la cea de răsfrîngere);

— excepție de la regulile formulate mai sus au prezentat țevile provenite din ruloul 1 — șarja 1 (poz. 3 din tabel) și cele provenite din ruloul 2 — șarja 2 (poz. 7 din tabel); astfel țevile rezultate din ruloul 1 — șarja 1, deci dintr-o bandă cu o anizotropie plană relativ mică, au fost total necorespunzătoare, în timp ce țevile provenite din ruloul 2 — șarja 2, adică dintr-o bandă cu mare anizotropie plană, au fost de calitate mijlocie. Aceste excepții se datoresc, probabil, altor factori care influențează procesul, cum ar fi : reglarea formării și a regimului de sudare și în principal aderența tunderului.

Rezultatele analizate demonstrează suficient de pregnant posibilitatea de a aprecia, pe baza modulului r, comportarea benzilor laminate la cald în timpul procesului de deformare plastică, în vederea formării profilului închis al țevilor sudate electric pe generatoare. Principala concluzie ce se desprinde — din rezultatele analizate — evidențiază faptul că din bandă omogenă din punct de vedere al capacității de deformare plastică rezultă, în condiții normale de lucru, țeava sudată de calitate corespunzătoare, în timp ce din bandă cu asemenea proprietăți neomogene, rezultă, chiar în condiții corecte de lucru, o țeavă foarte neomogenă din punct de vedere calitativ. Această concluzie impune o grijă mai atentă la realizarea benzilor laminate la cald destinate producției de țevi sudate electric, în special în ce

privește modul de încălzire al semifabricatelor în vederea laminării, temperatura de început și sfîrșit de laminare, precum și condițiile de răcire ale rulourilor.

BIBLIOGRAFIE

1. W. T. Lankford, S. C. Snyder și J. A. Bauscher, (1950), *Trans. ASM*, **42**, 1197.
2. C. Crussard, G. Pomey, D. Lajeunesse și M. Angeli, (1961), *Mém. Sci. Rev. Métallurg.*, *3*, 183.
3. G. Pomey, (1962), Les grandes déformations plastiques dans l'industrie — conferință prezentată la 3 oct., în sala Chaleil-Paris.
4. R. L. Whiteley, (1960), *Trans. ASM*, **52**, 154—169.
5. M. Grumbach și G. Pomey, (1965), *Mém. Sci. Rev. Métallurg.*, *5*, 343—361.
6. J. C. Wright, (1961), *Sheet Metal Ind.*, **38**, 413—415.
7. L. Lilet și M. Wybo, (1964), ibidem, **41**, *45*.
8. L. Lilet, (1964), publ. *CNRM*, *1*, 33.

Manuscris primit în redacție la 21 martie 1966

TRECEREA MATERIALULUI ŞI INFLUENŢA SA ASUPRA METALURGIEI LA SUDAREA SUB STRAT DE FLUX

U. FRANZ

Technische Hochschule „Otto v. Guericke", Magdeburg — R.D.G.

1. S-a studiat o nouă metodă de examinare a trecerii materialului în cusătură la sudarea sub flux, prin care se poate observa apariţia cavernelor într-o ţeavă.

2. La sudarea sub strat de flux curentul de sudură determină într-o măsură importantă poziţia aerului şi mişcarea picăturii în caverna care se formează la sudare.

3. Trecerea materialului la sudarea sub strat de flux poate avea loc cu picături mari. Influenţa cea mai mare o au forţele de natură electromagnetică.

4. Spre deosebire de celelalte metode de sudare, la sudarea electrică sub strat de flux există două aspecte ale transferului de metal: prin zgură şi transfer liber. Existenţa lor este determinată de parametrii de sudare şi de materialul de adaos.

5. Aspectul transferului de material determină cinetica reacţiilor metalurgice în caverna care se formează la sudare şi influenţează economicitatea procedeului.

Introducere

Procedeele de îmbinare şi încărcare prin sudare, în stadiul actual al tehnicii, nu pot fi închipuite fără procedeul de sudare sub strat de flux. Este un procedeu de sudare de înaltă productivitate, al cărui domeniu de aplicare nu este încă epuizat. Deşi are o largă aplicare în industrie, bazele teoretice ale acestui procedeu au fost insuficient prelucrate pînă acum. Cunoaşterea lor este totuşi o premiză, pentru a putea influenţa fenomenele fizice şi chimice în timpul proceselor de sudare.

Între bazele teoretice nestudiate se enumeră, printre altele, formarea picăturii şi trecerea picăturii în caverna ce se formează la sudare precum şi influenţa ei asupra desfăşurării proceselor metalurgice. Formarea picăturii şi trecerea picăturii influenţează, pe de o parte, timpul de reacţiune, suprafaţa de reacţiune şi în parte rapoartele de concentraţie ale mediilor care reac-

ționează între ele în baia lichidă dinspre partea electrodului și, pe de altă parte, transportul de căldură în electrod și în baia lichidă dinspre partea materialului de bază precum și coeficientul de topire și rentabilitate a procesului de sudare [1]—[8].

1. Metode de cercetare și rezultate obținute pînă acum

În literatură se găsesc puține date asupra proceselor din caverna ce se formează la sudarea sub strat de flux. Cauzele sînt datorită greutăților experimentale. Pe lîngă temperaturile înalte și rapiditatea fenomenelor, fluxul și stratul de zgură împiedică vizibilitatea în interiorul cavernei. Lupa de timp cinematografică nu poate fi folosită fără o metodă adecuată de examinare [9].

În mod deosebit, oamenii de știință sovietici [10]—[15], au încercat, cu ajutorul metodei de examinare roentgenografică, să stabilească trecerea materialului în cavernă. Costul aparaturii este totuși foarte mare și calitatea fotografiilor este slabă.

Răspîndite pe scară mare sînt metodele de cercetare ale trecerii de material cu ajutorul oscilogramelor [4], [5], [11], [16]—[19]. Acest procedeu este posibil numai pentru trecerea de material cu scurtcircuitare; dimpotrivă, în cazul unei treceri de material lipsit de scurtcircuitare, ca la sudare sub flux, procedeul este necorespunzător.

În fine, se mai găsește în literatură o posibilitate de cercetare a parametrilor picăturii la sudare sub flux și anume sudarea pe discuri rotitoare de Cu și grafit [20]. Aici însă rezultatele nu pot fi folosite decît condiționat, deoarece procesele de sudare sub flux, în baza vitezelor mari de sudare, sînt puternic schimbate.

În baza metodelor insuficiente de examinare a trecerii materialului la sudare sub flux, lipsesc din literatură indicații exacte asupra formării picăturii și asupra mișcărilor în cavernă. Dar se poate admite că formarea picăturii la sudare sub flux seamănă cu formarea picăturii la procedeul de sudare prin topire cu arc electric descoperit.

Foarte contradictorii sînt indicațiile asupra forțelor care acționează la desprinderea picăturii [16], [20]—[26]. Unii măsoară numai efectul Pinch [21], [22], de exemplu, efectul Pinch cu mecanisme accesorii [23], în schimb alții consideră de cea mai mare importanță degajările gazelor la formarea picăturii [24], [25].

Lapidus [24] a dezvoltat „teoria picăturii cu cavitație" (fig. 1), la care o picătură se sparge datorită unor formări de gaze. Totuși, pare neverosimil că picătura se rupe neapărat la linia de topire, unde tenacitatea metalului este mai mare ca la periferia picăturii sau în arcul electric. Dacă picătura se sparge aici — ceea ce este probabil — atunci forța de rupere este egală cu zero.

Mult mai reală este ipoteza de lucru a lui Patzkewitsch [25], (fig. 2) după care degajările de gaze rup picătura și o deformează, reducînd secțiunea de conducere a curentului coloanei de metal lichid și întărind forțele electromagnetice. Această ipoteză de lucru a fost confirmată prin lucrările făcute de Erdmann-Jestnitzer și colaboratori [1], [26].

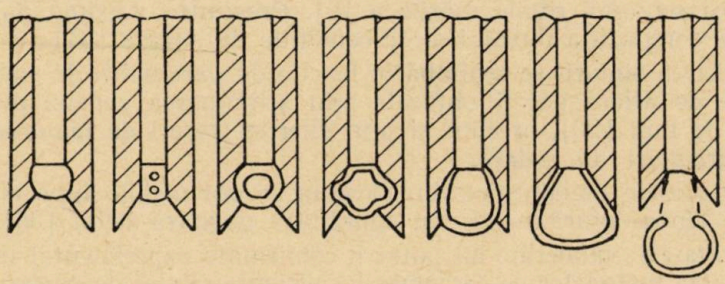


Fig. 1. Schema formării picăturii după Lapidus [24].

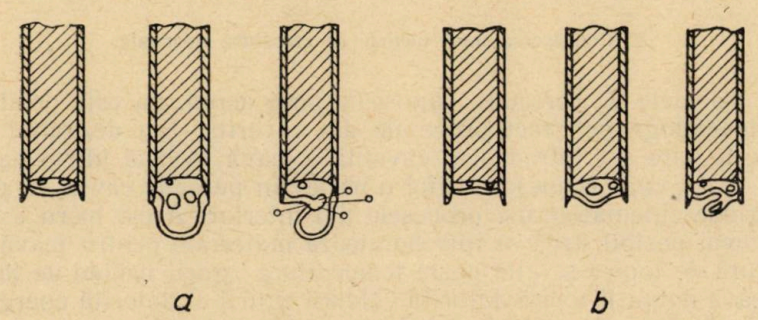


Fig. 2. Schema formării picăturii după Patzkewitsch [25]:
a — la o intensitate de curent mică; *b* — la o intensitate de curent mare.

Nou și neobișnuit pentru condițiile de sudare este ipoteza de lucru a lui Conn [23], despre formarea și ruperea picăturii. Eforturi pentru a cuprinde teoretic formarea picăturii, temperatura picăturii, cantitatea de căldură dezvoltată și diferite viteze de topire, sînt cuprinse în lucrările lui Ulrich [27], Erochin [28], [29] și Masel [30].

În baza posibilităților de cercetare de pînă acum, se pot spune despre fenomenele ce au loc în cavernă la sudarea sub strat de flux, următoarele:

1. Sîrma de adaos în stare vîscoasă trece ca picătură în baia lichidă a materialului de bază. Trecerea de material, în funcție de mărimea curentului, poate să fie cu picături grosolane, fine sau sub formă de urme [31].

2. Desprinderea picăturii este cauzată în deosebi de forțele electrodinamice. Alți factori de influență au numai un rol subordonat [20].

3. Picăturile se deplasează atît în caverna ce se formează la sudare, către partea topită a materialului de bază, de-a lungul stratului de zgură a peretelui cavernei, cît și liber, prin faza gazoasă, în sens contrar cu direcția de sudare [20], [31], [32].

4. Atmosfera cavernei ce se formează la sudare, în condiții normale de sudare, constă mai ales din CO, hidrogen, oxigen și vapori metalici [33]. Caverna își schimbă ritmic mărimea [9]. Presiunea maximă din cavernă depinde de compoziția fluxului și de condițiile de sudare [34].

5. Alierea sudurii se schimbă în funcție de parametrii de sudare. Diferite efecte de aliere pot fi obținute prin schimbarea consumului absolut și relativ de flux [20], precum și prin diferite treceri de material [18] la diferiți parametri de sudare.

6. Procesele metalurgice din cavernă se pot stabili după cinetica interacțiunii dintre zgură-metal sau zgură-fază gazoasă-metal [35].

Rezultatele enumerate au putut fi confirmate experimental numai parțial din cauza metodelor de cercetare insuficiente și sînt de multe ori numai presupuneri.

2. Conceperea unei metode de cercetare adecuate

Cu metodele de cercetare cunoscute pînă acum, nu este posibil să se prindă cinematografic exact procesele din cavernă. S-a dezvoltat un nou procedeu, la care s-a introdus în cavernă o țeavă închisă într-o parte cu o placă de sticlă, care formează astfel o parte din peretele cavernei, prin care se pot prinde cinematografic procesele din interior. Acest lucru este totuși numai atunci posibil dacă se întrebuințează materiale pentru țeavă a căror temperatură de topire se află peste temperatura zgurii lichide de la sudare. Astfel, țeava nu va fi topită datorită căldurii zgurii ci datorită energiei arcului electric și pătrunde prin stratul de zgură în cavernă.

Pentru astfel de cercetări, ca material pentru țeavă corespund materialele ceramice Ignodur, Ignolan, Corund sinterizat și Thermodur. Temperaturile de topire și compozițiile sînt date în tabela 1. Aceste materiale, ca

Tabela 1

Compoziția și temperatura de topire a materialelor ceramice

Materialul	Compoziția în %		Temperatura de topire °C
	Al_2O_3	SiO_2	
Thermodur	60	40	1 550
Ignodur	60	40	1 650
Ignolan	80	20	1 700
Corund sinterizat	99	—	1 800

și fluxurile de sudură, constau din componenți de oxizi, așa că probabil nu apare o influență importantă asupra compoziției zgurii și asupra condițiilor reacțiilor metalurgice.

Diametrul țevii și grosimea peretelui trebuie alese corespunzător parametrilor de sudare, mai ales în funcție de mărimea curentului de sudare și a diametrului sîrmei-electrod. Diametrul exterior nu are voie să depășească înălțimea sau lățimea cavernei ce se formează la sudare, căci astfel țeava nu se topește suficient, datorită energiei arcului electric și procesul de sudare se desfășoară nestabil prin încălcarea sîrmei. De asemenea zgura ce se scurge în țeavă acoperă vizibilitatea, și nu se va putea obține efectul dorit.

Caverna ce se formează la sudare își schimbă ritmic mărimea. In momentul ruperii ea se surpă parțial, astfel că zgura lichidă poate să curgă în țeavă în baza scăderii de presiune. Pentru a elimina aceasta, trebuie să

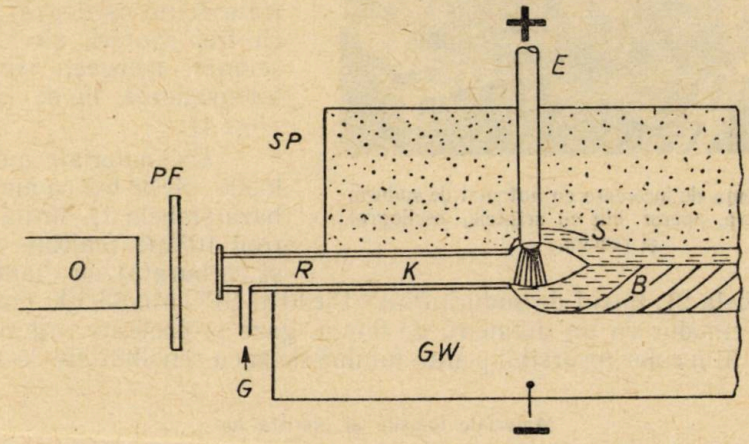


Fig. 3. Schema metodei de cercetare pentru aprinderea fotografică a proceselor din cavernă:
E — electrod; *PF* — filtru de polarizare; *O* — obiectiv; *G* — gaz; *R* — tub; *GW* — material de bază; *K* — cavernă; *B* — baia de sudură; *S* — zgură; *SP* — flux.

se introducă în țeavă o cantitate mică de gaz, care exercită o acțiune oarecum de tampon asupra zgurii lichide, care pătrunde, apărînd astfel țeava de o astupare completă.

Această nouă metodă descrisă, pentru a putea face vizibil interiorul cavernei și a putea fotografia procesele ce decurg în caverna ce se formează la sudare, este reprezentată schematic în figura 3. Acest aranjament s-a folosit cu succes la examinarea trecerii materialului la sudarea cu arc electric acoperit.

3. Examinarea trecerii materialului

3.1. *Schema de încercare, aparataj și materiale*

Încercările au fost executate cu un automat de sudură tip S II al firmei Kjellberg, Finsterwalde. Ca sursă de curent au servit transformatoarele tip AD510 și KW510 ale aceleiași firme. Pentru fotografierea cinematografică s-a folosit un aparat cu lupă de timp, de tip Pentazet 16, al firmei VEB Pentacon, Kamera- und Kinowerke Dresden, cu inele intermediare și teleobiectiv (f = 125 mm) precum și o combinație de filtru de polarizare. Tensiunea și curentul de sudare au fost înregistrate de un oscilograf mecanic cu trei spoturi, ale cărui însemnări mergeau sincron cu fotografierea lupei de timp (fig. 4).

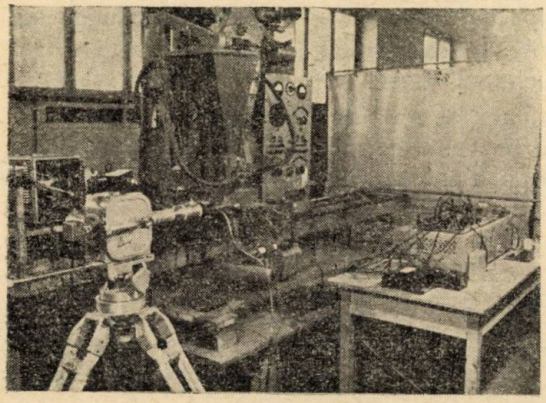


Fig. 4. Schema de încercare cu automat de sudură, lupă de timp, aparat bliț cu scînteie, oscilograf și reactor.

Ca materiale au fost folosite : St 38 b-2 ca material de bază (tabela 2), sîrmă de electrod 10Mn8 (calitate normală și carburată) cu diametrul de 3 mm (tabela 2), fluxul de sudură Pie18 Pie40 și SPC Mn 33/100 (tabela 3), țeavă Thermodur cu un diametru de 6 mm, gaze protectoare argon și CO_2 precum și film color reversibil pentru lumină de zi cu sensibilitate de 16 °DIN.

Tabela 2

Materiale folosite și analiza lor

Materialul	Compoziția chimică în %		Si	
	C	Mn		
St 38 b-2	0,12	0,45	0,18	
10 Mn 8	0,12	1,80	0,20	
10 Mn 8[2]	0,21	1,80	0,20	carburat
10 Mn 8[3]	0,26	1,80	0,20	
10 Mn 8[4]	0,31	1,80	0,20	

3.2. *Încercări preliminare și rezultate*

În încercările preliminare s-a căutat să se stabilească datele de iluminare, dimensiunile de fotografiere și cantitatea de gaz optim. Parametrii de sudare au fost : $I_s = 350—360$ A, $U_s = 30—32$ V, $V_s = 20$ cm/min, cu electro-

dul la polul pozitiv, distanța contactului $l_0 = 35$ mm, înălțimea stratului de flux 40 mm.

Ca datele de iluminare optimale, la o slăbire a luminii de cca 50%, corespunde la tehnica de fotografiere aleasă și pentru un film color reversibil pentru lumină de zi (16°DIN), deschiderea obiectivului (blenda) 22 și poziția filtrelor 5.

Distanța de fotografiere s-a variat prin introducerea inelelor intermediare. In încercările de față ea corespunde la o distanță de imagine de 105 mm și distanță de obiect de 253 mm și pentru teleobiectivul $f = 125$ mm aproximativ 1 : 0,85 [36].

Consumul minimal de gaz, la care țeava se umple rar cu zgură și mișcările ritmice ale cavernei sînt puțin influențate este aproximativ 0,25 l/min. Această cifră nu se schimbă, nici dacă în loc de argon se suflă în țeavă CO_2.

O comparare a imaginilor despre picătură, de pe diferite filme făcute cu lupa de timp, au permis să se tragă concluzii importante pentru metoda de cercetare elaborată precum și pentru practică. Picătura a apărut fie predominant ca o imagine exactă de umbră, ca imagine de voal în arcul electric sau numai ca o imagine conturată, greu de distins. Ele au trecut, în baia de zgură dinspre materialul de bază, fie pe partea stîngă fie pe partea dreaptă, văzute dinspre arcul electric.

Imaginile regulate și diferite ale picăturii și trecerea ei în zgura din partea materialului de bază, lasă să se bănuiască anumite forțe a căror acțiune depinde de poziția arcului electric, adică de suflul arcului. Acest lucru confirmă cinci încercări de sudare cu parametrii de sudare constanți și cu diferite poziții ale contactului de curent pe proba de sudură (fig. 5).

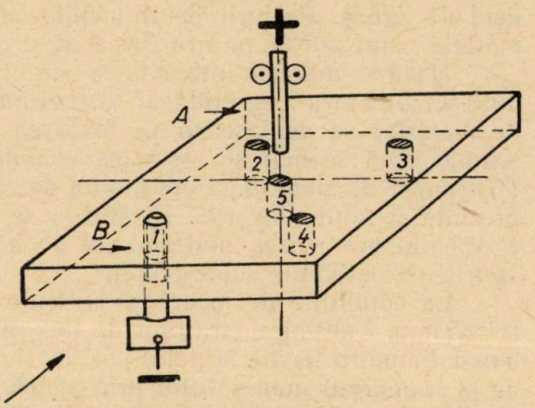


Fig. 5. Schema contactelor de curent în placa de încercare (imaginile cinematografice se produc după direcția →) :
A — poziția electrodului în timpul fotografierii; *B* — poziția contactelor de curent 1 . . . 5

Sensurile de mișcare ale picăturilor și cea a arcului electric sînt contrare și nu de același sens cum s-a știut pînă acum [31]. In condiții normale de sudare, suflul arcului influențează tendința și poziția arcului electric și nu viteza de sudare. Schemele de calcul elaborate în baza principiului de mișcare în aceleași sensuri nu corespund condițiilor reale de acțiune a forțelor asupra picăturii [31].

Contactul de curent în „pozițiile 1 și 4" este deosebit de avantajos pentru fotografierea cinematografică a formării și mișcării picăturii. In

schimb contactul de curent în „poziția 2 și 3" se pretează bine pentru examinarea proceselor de mișcare în baia de zgură dinspre partea materialului de bază.

Defectele de legătură, sudarea unilaterală a cordoanelor precum și tendința de formare a porilor mai ales la sudarea tablelor subțiri pot fi provocate, la sudarea sub strat de flux, de poziția necorespunzătoare a contactului de curent. Tendința spre formare de pori este mai mică și adîncimea de pătrundere mai mare în cazul în care se sudează către pol (contact 1).

3.3. *Transferul de materiale la sudare sub strat de flux*

Fotografierile cu lupa de timp a sudărilor experimentale, executate cu diferiți parametri de sudare ($I_s = 200 \ldots 600$ A, $U_s = 25 \ldots 40$ V), au arătat, pe lîngă caracterul diferențiat al trecerii materialului la sudare cu arc acoperit, existența a două transferuri esențial diferite în caverna ce se formează la sudare: transferul prin zgură (fig. 6) și transferul liber de material (fig. 7).

3.3.1. Transferul de material prin zgură

La acest transfer de material picătura gîtuită curge peste stratul de zgură al cavernei ce se formează la sudare în baia de zgură dinspre partea materialului de bază (fig. 6). Și formarea picăturii se face exclusiv în învelișul de zgură. Factorii de influență, care determină felul transferului de material, sînt atît de natură fizică cît și chimică.

Dacă se mărește intensitatea curentului de sudare, adică căldura introdusă în picătura crescîndă și vîscozitatea zgurii, atunci felul transferului de material se deplasează în favoarea transferului de material liber. In schimb dacă se mărește gretatea volumetrică a fluxului, lungimea arcului (tensiunea de sudare) și conținutul de carbon în sîrma de adaos, atunci se prezintă tendința inversă. Picăturile se deplasează prin zgură în baia de zgură dinspre partea materialului de bază. Influență asemănătoare au și zgurile cu activitate superficială.

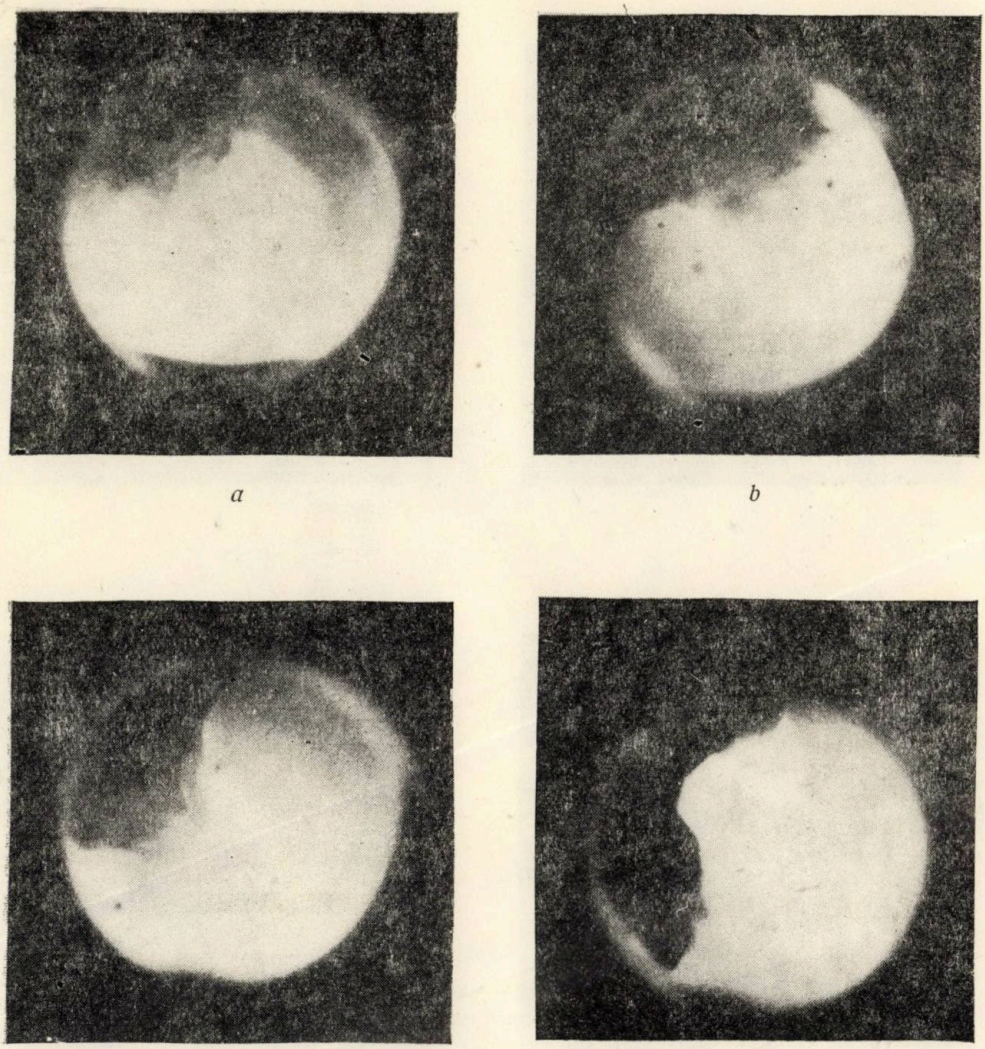
La condițiile de încercări prezente ($U_s = 30 \ldots 31$ V, $V_s = 20$ cm/min, $l_0 = 35$ mm, înălțimea stratului de flux 40 mm, sîrma de sudare 10 Mn 8 de 3 mm diametru legată la polul pozitiv, flux [2], Pie 18) s-a observat că trecerea de la transferul materialului prin zgură, la transferul liber al materialului, s-a făcut la o intensitate a curentului de sudare de cca 460 A.

3.3.2. Transferul liber al materialului

Pentru acest fel de transfer de material este caracteristic că transferul picăturii din partea electrodului (sîrmei [3]), în baia de zgură, dinspre partea materialului de bază, se face prin faza gazoasă în cavernă, fără atingerea esențială a zgurii (fig. 7).

---

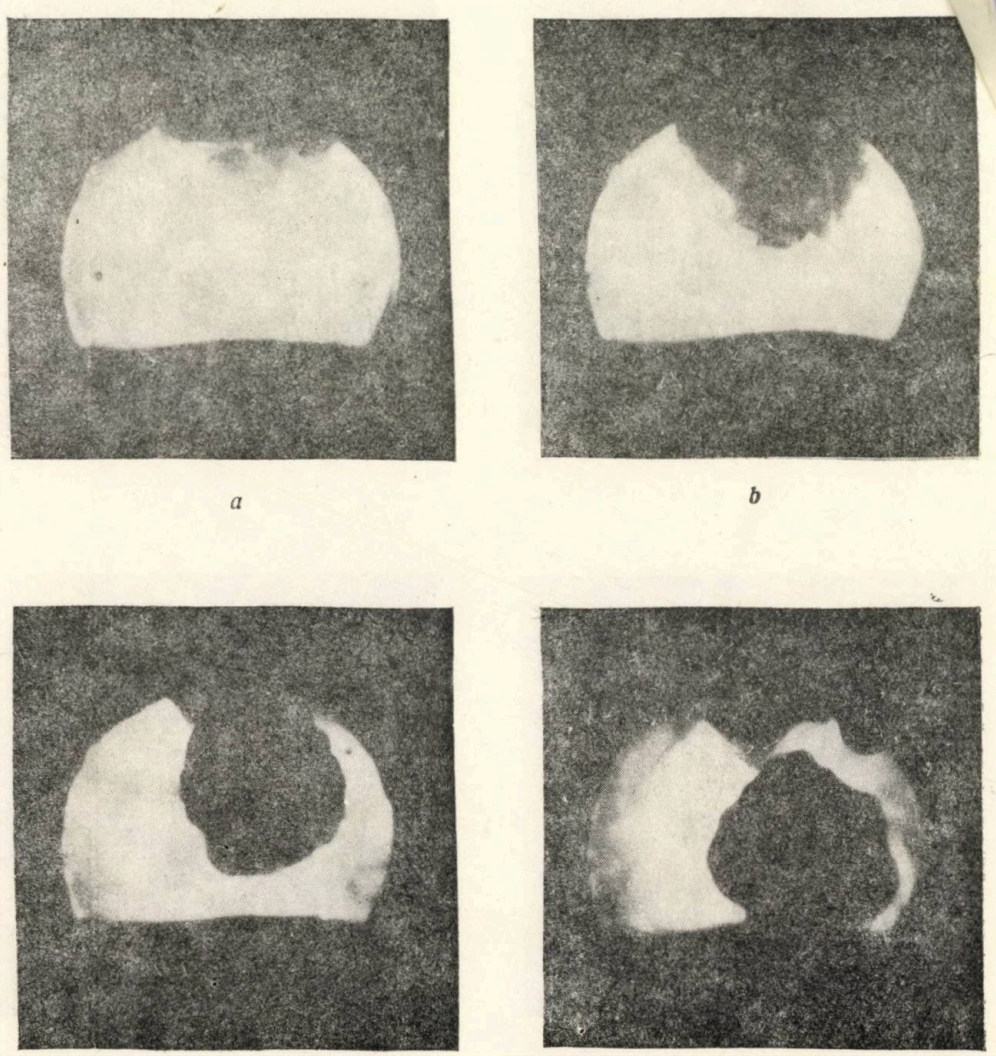
[1]) N.T.
[2]) N.T.
[3]) N.T.



a *b*

c *d*

Fig. 6. Transferul de material prin zgură (I_s=300 ... 310 A, U_s=30 ... 31 V, V_s=20 cm/min, Pie18, 10Mn8, 3 mm Ø, pol pozitiv, timp de încălzire 0,08 s).



a *b*

c *d*

Fig. 7. Transfer de material liber (I_s=460 ... 470 A, U_s=30 ... 31 V, V_s=20 cm/min, Piel' 10Mn8, 3 mm Ø, pol pozitiv, timp de încălzire 0,0236 s).

Tabela 3

Fluxuri de sudare folosite și analiza lor

Flux	Compoziția chimică în %					
	SiO_2	MnO	Al_2O_3	CaO	MgO	CaF_2
THM Pie 18	45	18	1,4— 2,0	21	6	5
THM Pie 40	38—40	42	9,0—11,0	2—3	Rest	2
SPC Mn 33/100	48	18	—	21	6,5	6,2

Factorii care influențează transferul liber al materialului sînt aceiași ca la transferul materialului prin zgură. Totuși, ei acționează în mod contrar. Astfel o mărire a intensității curentului și a vîscozității zgurii favorizează transferul liber al materialului, în schimb o mărire a lungimii arcului și a greutății volumetrice (a fluxului [3]), o degazeificare mai puternică în picătură precum și introducerea de zgură cu activitate superficială, au un efect contrariu.

3.4. *Influența parametrilor de sudare*

Influența cea mai mare asupra caracterului trecerii materialului o are mărimea curentului de sudare (fig. 8). Numărul picăturilor în unitatea de timp crește încet pînă aproximativ la 4 000 A (trecere de material în picături mari), urmînd apoi o creștere bruscă după trecerea acestei valori critice (trecerea de material în picături fine). Contrar acestuia, la o creștere a intensității curentului se micșorează volumul picăturii și timpul de încălzire (fig. 8).

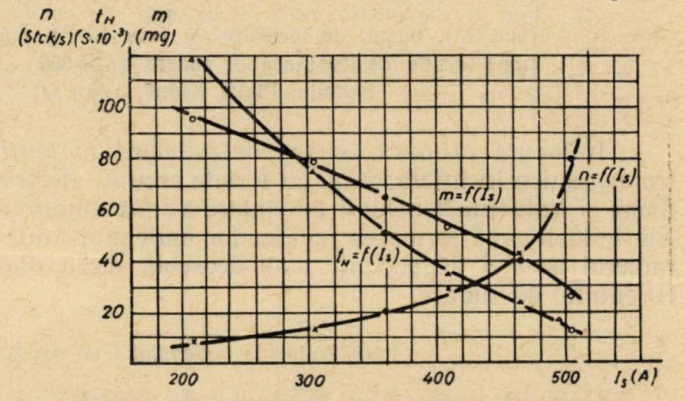


Fig. 8. Parametrii medii ai picăturii — numărul picăturilor n (buc/sec), timpul de încălzire t_H (sec 10^{-3}, masa picăturii m (mg) în funcție de intensitatea de curent ($U_s = 30 \ldots 32$ V, V_s 20 cm/min, Pie18, 10Mn8, 3 mm Ø).

Cu ridicarea intensității curentului se schimbă și caracterul de topire a sîrmei. Pînă la intensități de curent de 450 A, baia de zgură dinspre partea sîrmei are formă de picătură. La intensități de curenți de sudare mai mari se formează pe metalul lichid un vîrf de con datorită creșterii forțelor

[3]) N.T.

electromagnetice și a scăderii tensiunilor superficiale și se scurg particule mici de zgură. Picăturile se formează nemijlocit la vîrf.

O influență secundară asupra desprinderii picăturii o are formarea de gaze în picătură. La un timp de încălzire de 0,1 ... 0,15 s-au putut observa pînă la 20 de spargeri de gaze în timpul formării unei picături, care au deformat puternic picătura, totuși nu au dus la o desprindere a picăturii. De asemenea nu s-au putut stabili desprinderi de picături în aceste condiții de sudare prin oscilografiere.

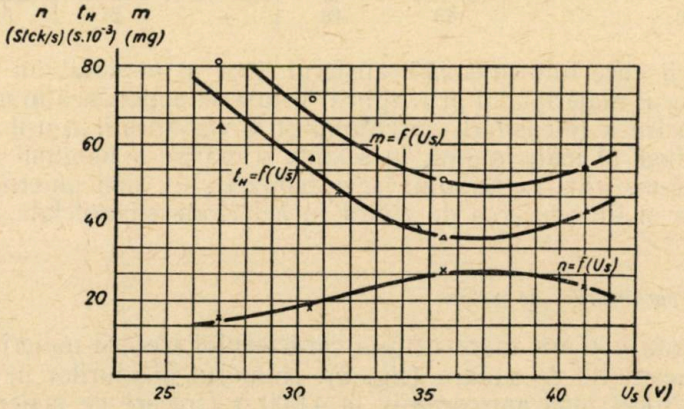


Fig. 9. Parametrii medii ai picăturii — numărul picăturilor n (buc/sec), timpul de încălzire t_H (sec 10^{-3}), masa picăturii m (mg) funcție de tensiunea de sudare ($I_s = 350 \ldots 360$ A, $V_s = 20$ cm/min, Pie18, 10Mn8, 3 mm Ø).

Influență primară asupra desprinderii picăturii exercită forțele electromagnetice în interacțiune cu forțele arcului electric (fig. 8). Aceasta confirmă și influența tensiunii de sudare asupra numărului de picături (fig. 9). Ele influențează formarea picăturilor mult mai mult ca bilanțul termic. Caracterul acestei dependențe este deosebit, după diferențele la intensitățile curentului de sudare.

3.5. *Influența materialului de adaos*

Oxidarea carbonului, în stadiul de picătură, se produce foarte intensiv (ecuația 1—4):

$$[C] + [O] \rightleftarrows \{CO\}$$
$$[FeO] + [C] \rightleftarrows Fe + \{CO\}$$
$$[MnO] + [C] \rightleftarrows [Mn] + \{CO\}$$
$$[SiO_2] + 2[C] \rightleftarrows [Si] + 2\{CO\}.$$

Oxizii formați în picătură dau oxigenul nu numai pentru oxidarea carbonului ci formează premize favorabile pentru eliminarea produselor ga-

zoase din reacții și sub linia de topire. Asemenea separări de gaze conduc totuși cu greu la o desprindere de picătură. Arderea carbonului în picăturile sîrmei confirmă pe lîngă exploziile de gaze vizibile în lupa de timp, că pe baza condițiilor de reacție existente în baia de zgură dinspre partea electrodului, reacțiile se desfășoară după ecuațiile 1—4.

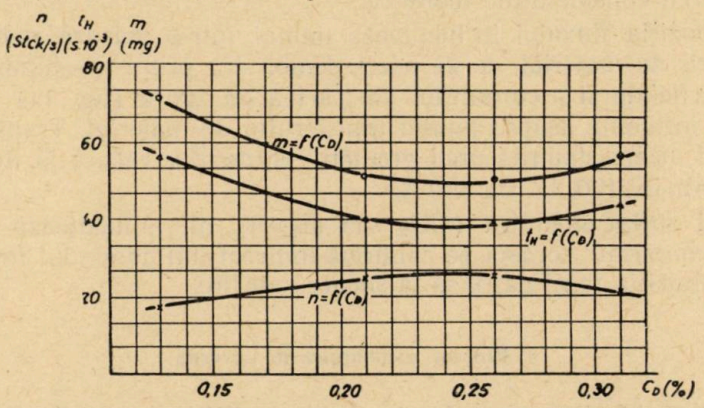


Fig. 10. Parametri medii ai picăturii, n numărul picăturilor (buc/sec) timpul de încălzire t_H (sec 10^{-3}) și m masa picăturii (mg) în funcție de conținutul de carbon în sîrma de adaos (I_s=350 ... 370 A, U_s=31 ... 33 V, V_s=20 cm/min, Pie18).

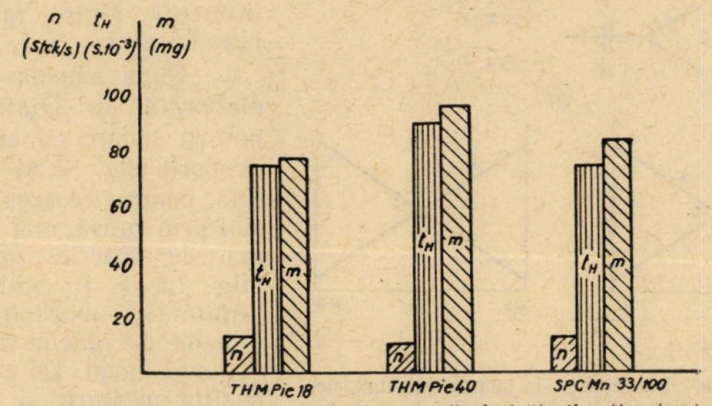


Fig. 11. Parametri medii ai picăturii. n numărul picăturilor (buc/sec), timpul de încălzire t_H (sec 10^{-3}) și masa picăturii (mg) în funcție de timpul fluxului I_s = 300 ... 310 A, U_s = 30 ... 32 V, V_s = 20 cm/min, 10Mn8, 3 mm Ø).

Arderea ajunge pînă la 65% în cazul unei încălziri mai îndelungate. Deosebit de puternică este gazeificarea și separarea la topire în cazul sîrmelor de adaos carburate (fig. 10), care deformează puternic picătura, fără însă a influența esențial desprinderea picăturii.

Gazeificarea și separarea puternică provoacă și formarea de stropi din baia de zgură dinspre partea electrodului, în cavernă, care crește cu creșterea conținutului în C al sîrmei de adaos. O formare de strop, din baia de zgură dinspre partea materialului de bază, nu a fost observată, lucru care corespunde cu considerațiile teoretice.

Compoziția fluxului influențează numai într-o măsură redusă caracterul trecerii de material, ce se poate demonstra printr-o schimbare a tensiunii superficiale și a curentului din partea de zgură (fig. 11). Mai mare este totuși influența asupra felului transferului de material. Transferul liber de material începe datorită unei greutăți volumetrice reduse la fluxul sinterizat SPC Mn 33/100, la cca 300 A.

Gazul suflat înăuntru (CO_2 sau argon) nu influențează caracterul trecerii de material. Aceasta se confirmă indirect din datele lui Frolow [33] despre compoziția fazei gazoase la sudare sub flux.

4. Procese metalurgice în cavernă

Pe lîngă diferitele zone de reacție și condițiile de reacție care domină în ele, felul transferului de material influențează în mod deosebit procesele metalurgice la sudare sub flux. El determină schema de reacție metalurgică și intensitatea schimbului de influență dintre fazele care reacționează.

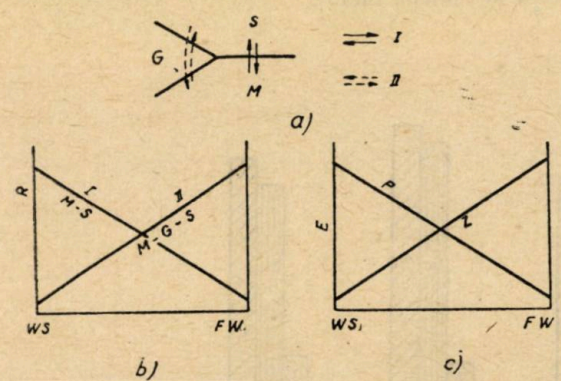


Fig. 12. Schema de reacțiune la sudare sub flux, efectul și trecerea elementelor din materialele de adaos la diferite transferuri de material:

G — fază gazoasă; *S* — zgură; *M* — metal; *R* — schemă de reacție; *WS* — trecere de metal prin zgură; *FW* — trecere liberă de metal; *E* — trecerea elementelor; *z* — din sîrma de adaos *P* — din flux.

După schema de reacție elaborată de Djatlow [35] pentru sudare cu arc electric acoperit (fig. 12, *a*) este valabilă, pentru trecerea de material prin zgură, mai ales schema de reacție zgură-metal (fig. 12, *b*). În schimb o însemnătate subordonată o are schema de reacție zgură-fază gazoasă-metal. De aceea compoziția picăturii și a sudurii poate fi determinată din cinetica de reacție a două lichide în contact, luînd în considerare materialul de bază și de aport la transferul de material prin zgură. Sudura se îmbogățește cu elemente din flux, în schimb elementele din sîrma de adaos, care nu se găsesc în flux ca elemente, se oxidează (fig. 12, *c*) trecînd în zgură.

Trecerea liberă de material corespunde, din punct de vedere al cineticii de reacție, schemei de reacție metalurgică zgură-fază-gazoasă-metal (fig. 12, *b*). Reacția între metal și zgură are numai un rol subordonat la formare liberă și transfer a picăturii. Compoziția picăturii și a sudurii va fi astfel determinată, cu luarea în considerare a materialului de bază și a sîrmei de adaos, mai ales de compoziția precum și de caracterul fazei gazoase.

Deși există o suprafață de reacție relativ mai mare la transferul liber de material, datorită numărului mai mare de picături și a volumului mai mic al picăturii, sînt totuși hotărîtori timpii scurți și condițiile nefavorabile de reacție peste o fază gazoasă, datorită unei arderi slabe a elementelor de aliere din sîrma de adaos și a unei alieri considerabil mai slabe cu elemente din fluxul de sudură (fig. 12, *c*).

Rezultatele încercărilor lui Frumin [20] (fig. 13) și ale altor autori [31], [37], [38], [39], [40] confirmă această ipoteză. Pentru a suda economic ar trebui promovat în practică transferul de material prin zgură numai la fluxuri de aliere respectiv la sîrme de electrod al căror conținut pretins

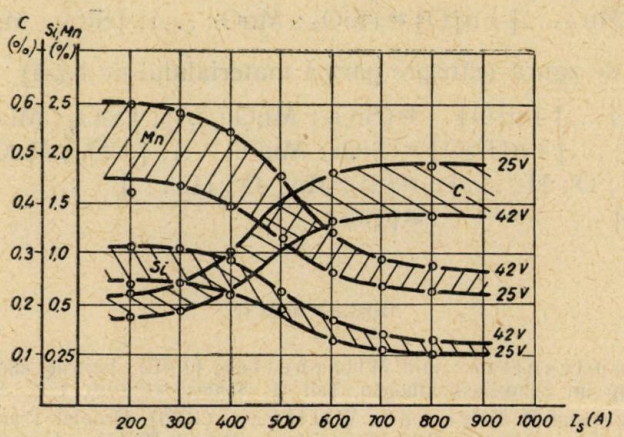


Fig. 13. Compoziția unei sudări cu mai multe straturi în funcție de intensitatea curentului de sudare la diferite transferuri de material [20] (flux de sudare AN348A, sîrmă de adaos ST70).

de mangan și siliciu este inferior. Un asemenea transfer de material, la sudarea cu sîrme de adaos aliate, este neeconomic și nu se recomandă. Sîrme de adaos aliate ar trebui folosite numai în condiții de sudare la care se poate garanta un transfer de material liber.

Plecînd de la cinetica de reacție la diferitele transferuri de material și la diferențele de condiții de reacție, se pot rezuma cele mai importante procese metalurgice pentru fiecare reacție în parte, după cum urmează :

La formarea picăturii :

$$[C]+[O] \rightleftarrows \{CO\}$$
$$[SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots] \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ldots]+n[O]$$
$$(Si\,;\ O_2\ MnO\,;\ldots) \rightleftarrows [SiO_2\,;\ MnO]$$
$$\{Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots\} \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots]$$

La trecerea liberă a picăturii :

$$\{Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots\} \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots]$$
$$(SiO_2\,;\ MnO\ldots);\ [SiO_2\,;\ MnO\ldots] \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ldots]+n[O]$$
$$[C]+[O] \rightleftarrows \{CO\}$$

La transferul de material prin zgură :

$$(SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots) \rightleftarrows [SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots]$$
$$\{Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots\} \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots]$$
$$[C]+[O] \rightleftarrows \{CO\}$$
$$[Si\,;\ Mn\,;\ldots]+n[O] \rightleftarrows (SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots);\ [SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots]$$

În baia de zgură (dinspre partea materialului de bază)

$$[Si\,;\ Mn\,;\ldots]+n[O] \rightleftarrows (SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots);\ [SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots]$$
$$[Si\,;\ Mn\,;\ldots]+n[FeO] \rightleftarrows (SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots);\ [SiO_2\,;\ MnO\,;\ldots]+nFe$$
$$\{Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots\} \rightleftarrows [Si\,;\ Mn\,;\ O\,;\ H\,;\ldots]$$
$$[C]+[O] \rightleftarrows \{CO\}$$

BIBLIOGRAFIE

1. F. Erdmann-Jesnitzer und Mitarbeiter, (1960), Beitrag zum Werkstoffübergang im Schweisslichtbogen, Teil II. *Schweisstechnik*, **1**, 2—8.
2. L. F. Defize und P. C. von der Willigen, (1960), Droplet Transfer During Arc Welding in Various Schielding Gases. *Britisch Welding Journal 7*, **5**, 297—305.
3. C. E. Jackson, (1960), The Science of Arc Welding. *The Welding Journal, Research Supplement, 39*, **4**, 129—140 s and **5**, 177 s—189 s and **6**, 225—230 s.
4. R. Probst, (1961), Werkstoffübergang und metallurgische Reaktionen bei der CO_2-Schutzgas-Schweissung. Wiss. Zeitschrift der TH „Otto v. Guericke", Heft 4, S. 351—361.
5. H. E. Weinschenk, E. Metzke, (1963), Betrachtungen zur Werkstoffübertragung bei der CO_2-Schutzgasschweissung. Teil I und II. *Schweisstechnik*, **1**, 4—8, **2**, 49—55.
6. A. A. Erochin, W. Petrow, M. N. Bogatschew, (1954), Untersuchung schnellablaufender Prozesse im Schweisslichtbogen mit Hilfe von Zeitlupenaufnahmen. *Automatisches Schweissen*, **1**, 59—64.
7. A. A. Erochin, (1961), Hauptstadien des Lichtbogenschweissprozeses und ihre metallurgischen Besonderheiten. *Nachrichten der Akademie der Wissenschaften Metallurgie und Brennstoffe*, **2**, 77—82.

8. I. R. Patzkewitsch, (1954), Untersuchung des Tropfenübergangs im Schweisslichtbogen. *Automatisches Schweissen,* **2,** 33—41.
9. G. Tybus, (1957), Farbige Zeitlupenaufnahmen zur Beobachtung des Schweissbades beim UP-Schweissen. *Schweisstechnik,* **3.** Abschlussbericht des Forschungsauftrages 021120/h F 5—18, ZIS, Halle, 1955.
10. N. G. Ostapenko, B. I. Medovar, (1947), Roentgenografische Untersuchungen der Lichtbogenzone unter Pulver. *Autogentechnik,* **11,** 16/20.
11. G. S. Woloschkewitsch, (1955), *Roentgenografische Untersuchung des Schmelzens der Elektrode und der Werkstoffübertragung. Probleme des Lichtbogens und Widerstandsschweissens,* Maschgis, Moskau.
12. P. G. Grebelnik, (1950), Roentgenografische Untersuchung des Schweissprozesses beim UP-Schweissen. *Automatisches Schweissen,* **6.**
13. G. M. Tichodejew, (1955), Elektrische Charakteristika des Lichtbogens. *Nachrichten der Akademie der Wissenschaften der UdSSR,* **5.**
14. H. Tannheim, (1942), Die physikalisch chemischen Grundlagen des Elira-Verfahrens. *Elektroschweissung,* **7,** 17—23.
15. I. K. Pochodnja, (1964), Untersuchungsmethode des Schmelzprozesses und der Werkstoffübertragung des Elektrodenmetalls beim Schweissen. *Automatisches Schweissen,* **2,** 1—10.
16. W. M. Conn, (1959), *Technische Physik der Lichtbogenschweissung.* Springer-Verlag.
17. G. A. Masel und Mitarbeiter, (1957), Über die Beurteilung des Werkstoffübergangs im Lichtbogen bei der Elektrodenhandschweissung mit Hilfe von Oszillogrammen. *Schweissfertigung,* **12,** 9—12.
18. A. Missikiewitsch, (1963), *Die Metallurgie der Legierungseffekte und die thermodynamischen Gleichgewichte bei der verdeckten Lichtbogenschweissung mit chromlegierenden Schweisspulvern,* Dissertation am Institut für Schweisstechnik der TH „Otto von Guericke", Magdeburg.
19. B. E. Paton, (1950), Über die Tropfengrösse beim UP-Schweissen. *Automatisches Schweissen,* **4.**
20. I. I. Frumin, (1961), *Automatische Lichtbogenauftragsschweissung.* Wissenschaftlich-Technischer Verlag für Schwarz- und Buntmetallurgie, Charkow.
21. H. V. Conradi, (1940), Der Werkstoffübergang im Schweisslichtbogen. *Elektroschweissung,* **11,** 109—114.
22. H. Pflug, R. Seeliger, (1941), Untersuchung über den Werkstoffübergang in Schweisslichtbogen. *Wissenschaftliche Veröffentlichung aus den Siemenswerken,* **20.**
23. W. M. Conn, (1961), *Zum Mechanismus des Werkstoffüberganges beim Lichtbogenschweissen.* Vortrag auf dem 2. Intern. Kolloquium — Schweissmetallkunde und Metallurgie der NE-Metalle, Weimar, Technisch-Wissenschaftliche Abhandlung des ZIS nr. 19.
24. W. A. Lapidus, 1957), *Elektroden zum Auftragsschweissen.* Maschgis, Moskau, 165—176.
25. I. R. Patzkewitsch, (1954), Untersuchung der Tropfenabmessung bei der Lichtbogenhandschweissung. *Automatisches Schweissen,* **1,** 44—47.
26. F. Erdmann-Jesnitzer und Mitarbeiter, (1960), Beitrag zur Mechanik des Werkstoffübergangs, Teil III. *Schweisstechnik,* **12,** 433—438.
27. L. Ulrich, (1963), Temperaturverteilung in der Elektrode beim Lichtbogenschweissen und ihr Einfluss auf den Werkstoffübergang. *Schweisstechnik,* **12,** 537—543.
28. A. A. Erochin, (1962), Wärmeverteilung beim Tropfenbildungsprozess bei der Elektrodenhandschweissung. *Automatisches Schweissen,* **12,** 24—31.
29. A. A. Erochin, W. A. Petrunitschew, (1959), Die Kinetik des Schmelzprozesses und der Werkstoffübergang beim Lichtbogenschweissen. *Nachr. d. Ak. d. Wiss. Metallurgie und Brennstoffe,* **2.**
30. G. G. Masel, I. N. Wornowschski, W. D. Garlinski, (1962), Einfluss der Wärmeentwicklung im Lichtbogen auf das Abschmelzen des Metalls beim Schweissen. *Automatisches Schweissen,* **12,** 32—40.

31. B. E. Paton, (1956), *Automatische Lichtbogenschweissung.* VEB Carl-Marhold-Verlag, Halle, 65—68.
32. K. W. Bagrjanski, P. F. Lawrik, (1963), Über den Mechanismus der Tropfenauflegierung beim Schweissen unter keramischen Pulver. *Schweissfertigung,* **10,** 13—15.
33. W. W. Frolow, (1954), *Physikalisch-chemische Prozesse im Schweisslichtbogen.* Maschgis, Moskau, 75—89.
34. H. Hanke, (1962), *Schütthöhe und Schüttdichte bei der UP-Schweissung.* Diplomarbeit am Institut für Schweisstechnik der TH „Otto v. Guericke", Magdeburg.
35. W. I. Djatlow, (1951), *Die Besonderheiten metallurgischer Prozesse beim UP-Schweissen.* Jubiläums-Ausgabe zu Ehren Patons, Kiew, Akademie der Wissenschaften der UdSSR, 261—268.
36. D. Walitzek, (1964), Kinetechnische Mitteilungen des VEB Filmfabrik Wolfen, **2.**
37. V. Denk, (1963), Legierungseffekte der Elemente Cr und C. Grosser Beleg am Institut f. Schweisstechnik der TH „Otto v. Guericke", Magdeburg.
38. * * * (1960), *Handbuch der Schweisstechnik,* Band II. Staatlicher wissenschaftlich-technischer Verlag für Maschinenbauliteratur, Moskau.
39. W. Schatz, (1962), *Oerlikon — Die Unterpulverschweissung — Theorie und Praxis.* Oerlikon-Elektrodenfabrik Eisenberg, GmbH, Eisenberg/Pfalz, 54—64.
40. U. Strobel, (1964), *Einfluss der Schweissparameter auf die Abbrandverhältnisse und den Sauerstoffgehalt im Schweissgut beim UP-Schweissen.* Diplomarbeit am Institut f. Schweisstechnik der TH „Otto v. Guericke", Magdeburg.

Manuscris primit în redacție la 9 martie 1965

EVOLUȚIA ȘI STADIUL CERCETĂRILOR ASUPRA UZURII. ASPECTE METALURGICE ALE FRECĂRII ȘI UZURII

D. PAVELESCU

Centrul de mecanica solidelor al Academiei Republicii Socialiste România — București

Se prezintă o sinteză a evoluției și stadiului concepțiilor asupra uzurii (teorii și clasificări) și reflectarea lor practică. O bună parte din lucrare are ca obiect aspectele metalurgice ale frecării și uzurii, modul de comportare favorabil sau defavorabil al suprafețelor de frecare din punctul de vedere al uzurii, inclusiv alegerea unor structuri și cupluri de frecare corespunzătoare.

Într-o lucrare precedentă [1], am prezentat o sinteză privind evoluția concepțiilor asupra fenomenului frecării. A rezultat că diferitele etape în studierea fenomenului frecării reflectă de fapt evoluția cunoașterii naturii corpului solid, că explicarea frecării conduce la explicarea uzurii, fapt care demonstrează că frecarea și uzura constituie aspecte principale ale unui fenomen mai complex; unii autori (G. Vogelpohl, T. F. Barwell) acordă atenție în special aspectului energetic al frecării [2], [3].

I. Evoluția și stadiul cercetărilor asupra uzurii

1. Uzura s-a făcut cunoscută datorită degradării, sub variate forme, a suprafețelor în frecare. Cunoscuții cercetători englezi Archardt și Hirst au apreciat recent că, în timpul ultimilor ani, a avut loc o dezvoltare remarcabilă a interesului asupra problemei uzurii [4], în concordanță cu schița lui H. Lachmann (fig. 1), privind dezvoltarea cercetărilor de rezistența materialelor, coroziune și uzură [5].

Deși efectele frecării, sub forma uzurii, fuseseră sesizate anterior (ex.: Leonardo da Vinci construiește în anul 1503 o mașină-unealtă pentru crestarea pilelor), cercetările asupra uzurii apar mai tîrziu, în timpul primei revoluții industriale și se afirmă treptat, mai ales în secolul al XX-lea; ele s-au intensificat abia în ultimele trei decenii, cu perspective de dezvoltare. E. R. Braithwaite califică surprinzător faptul că lucrările care tratează procesul uzurii sînt relativ puține și este de părere că nu au fost făcute cercetări sistematice, deși această problemă este atît de costisitoare prin pierderile

materiale ce le aduce [4]. De exemplu deteriorarea anuală, pe plan mondial, a mașinilor prin uzură, a fost apreciată ca fiind echivalentă cu distrugerea a 10—20% din numărul lor total.

Din literatura de specialitate rezultă că de fapt evoluția „științei despre uzură" — definită astfel de M. M. Hrusciov [6] — se datorește mai ales studierii formelor particulare ale fenomenului. De exemplu, uzura în condiții de frecare uscată, sau cu ungere limită, a fost studiată în special de școala engleză din Aldermaston (Hirst, Lancester, Archard etc.), uzura abrazivă mai ales de M. M. Hrusciov și M. A. Babicev, uzura ca efect al sudării suprafețelor în frecare a fost studiată de Bowden și Tabor, V. A. Kislik, V. A. Kasleev etc. [4], [6], [7], [8], [9].

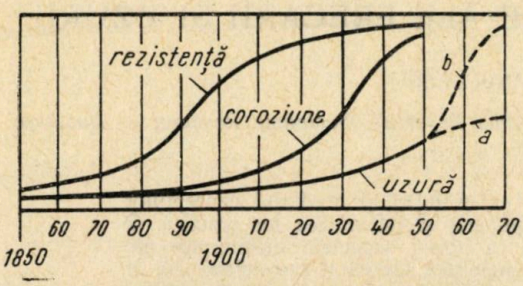


Fig. 1 Schema evoluției cercetărilor de rezistența materialelor, coroziune și uzură:
a — dezvoltarea conform evoluției din trecut; *b* — dezvoltarea probabilă în cazul tratării intense și raționale a problemei uzurii [5].

Printre primele concepții prin care se descrie procesul de uzură pare a fi aceea formulată de N. N. Davidenkov care a prezentat **uzura mecanică** ca fiind rezultatul a două procese de sine stătătoare, dar simultane: *roaderea* (ruperea urmată de îndepărtarea particulelor de metal) și *turtirea* (strivirea materialului); materialele abrazive modifică natura fizică a uzurii introducînd în ea elemente de așchiere [9]. D. V. Konvisarov vede natura uzurii în trei procese: *despicarea casantă* a particulelor; *deformația plastică* și *oxidarea*. P. A. Rebinder și școala sa apreciază acest proces ca fiind o dispersare superficială în urma unor deformări plastic repetate, care conduc la durcisare și la rupere prin oboseală. Ei țin seama de neomogenitatea corpurilor reale și de influența mediului (ulei, aer etc.) și sînt de părere că acțiunea adsorbantă sau cea chimică a mediului intensifică acest proces, înlesnind deformarea plastică și ruperea casantă (ulterioară) a stratului superficial; ulterior, sub acțiunea activă a lubrifiantului, crește netezirea suprafeței de frecare și descrește brusc uzura [9].

Cu referire la **uzura abrazivă,** Tonn formulează, în anul 1937, de fapt, prima dependență calitativă care leagă uzura de proprietățile materialelor și de condițiile exterioare frecării. El folosește noțiunea de stabilitate relativă la uzură ca fiind raportul dintre uzura unei epruvete date și a unui etalon, obținînd o dependență liniară între stabilitatea relativă la uzură și duritatea materialului. Dr. M. M. Hrusciov și M. A. Babicev confirmă și dezvoltă cercetărilor lui Tonn; ei stabilesc următoarea dependență liniară care caracterizează stabilitatea

relativă la uzură, funcția de duritate (HB) și presiunea specifică P_a, în special pentru metalele «pure» din punct de vedere tehnic :

$$\frac{B_2}{B_1} = K \frac{HB}{P_a} \tag{1}$$

unde : $\frac{B_2}{B_1}$ este raportul între uzura epruvetei încercate și a etalonului ; K — un coeficient de proporționalitate. Pentru oțelurile aliate sau tratate termic se păstrează dependența liniară menționată, însă dreapta respectivă nu mai trece prin originea coordonatelor [9]. K. V. Savițki a arătat apoi că stabilitatea relativă la uzură a materialului nu depinde numai de duritatea lui ci și de caracterul legăturilor intramoleculare.

În ceea ce privește **uzura adezivă,** concepția lui Bowden și Tabor asupra naturii frecării [1], prin ipoteza formării unor punți de sudură și a ruperii lor ulterioare, a căpătat o mare răspîndire [8], [9], [10], [11], [12], [13]. Această ipoteză, aparent simplă, după Kraghelski nu răspunde în întregime la mai multe întrebări, rămînînd neclar tocmai aspectul propriu-zis al uzurii (pierderea de greutate a cuplului de frecare) și formarea particulelor de uzură, adică modul în care se îndepărtează stratul sudat; de asemenea modul în care se produce o uzură între metalele de același nume sub aspectul transferului de metal pe suprafața opusă [8]. După cum s-a arătat mai detaliat în [1] și alți autori (de exemplu Vogelpohl, Barwell, Bikermann și Caubet) obiectează și limitează această teorie [2], [3], [12].

Kenidge și Lancester, deși au aprofundat aceste aspecte, nu dau decît un răspuns parțial la astfel de întrebări. Ei au arătat totuși că procesul de uzură în condiții de adeziune este mai complicat : la început, metalul rupt, mai puțin dur «unge» suprafața metalului mai dur și apoi se separă în particule de uzură. De altfel, pentru viteze mari de alunecare, Bowden a studiat posibilitatea unui alt mecanism al uzurii (cercetările împreună cu Freitag asupra uzurii diamantului și a metalelor) [4], [11].

La rîndul său, Holm, încercînd să dezvolte o teorie a uzurii, emite în anul 1946 următoarele ipoteze [7], [8], [9]:

— aria de contact fizică se formează datorită deformației plastice a asperităților ce vin în contact ;

— uzura este condiționată de interacțiunea atomică a celor două suprafețe. El leagă viteza de uzură de numărul întîlnirilor interatomice prin următoarea relație :

$$I_h = z \cdot \frac{N}{HB} \tag{2}$$

unde : I_h — cantitatea de produse ale uzurii pe unitatea de drum de alunecare ; N — sarcina ; HB — duritatea ; z — probabilitatea de îndepărtare

a unui atom de pe suprafață, la întîlnirea lui cu alți atomi (o relație asemănătoare au sugerat și Archard, Hirst și Rabinowicz).

Rabinowicz și Tabor, în cercetările lor, au presupus că suprafața de contact unitar este constantă iar la creșterea sarcinii crește și numărul de suprafețe unitare și al particulelor de uzură (dar dimensiunile lor nu depind de sarcină) [9], [14], [15].

Pe baza teoriei lui Holm și ținînd seamă și de ipotezele acestora, Barwell și Strong au deplasat problema la scară macroscopică, susținînd că *uzura se produce în urma interacțiunii rugozităților* și *nu a atomilor* [1], [4].

Ipotezele lui Archard par însă să pună mai bine bazele interpretării rezultatelor experimentale. Teoria acestuia — confirmată prin rezultatele lui Bowden și Tabor, Kraghelski și alții — subliniază faptul că a d e v ă r a t a suprafață de contact între suprafețele de frecare este foarte redusă față de suprafața aparentă ; el arată că, în timpul frecării au loc ciocniri în anumite regiuni localizate pe suprafața de frecare [4], [16]. La fiecare ciocnire, fie că se formează sau nu o particulă de uzură, mărimea probabilității formării este reprezentată printr-o constantă K ; particula de uzură ce ia naștere este o mică porțiune din materialul respectiv, avînd o dimensiune comparabilă cu aceea a microzonelor de contact. Presupunînd particula de uzură de formă emisferică, cu raza egală cu aceea a microzonei de contact — la rîndul ei presupusă circulară — în urma cercetărilor lui Archard, Barwell și Strong, se exprimă *viteza de uzură* prin relația :

$$\frac{Q}{L} = KN/P_m \tag{3}$$

unde : L — lungimea de alunecare ; N — sarcina ; P_m — presiunea care corespunde curgerii materialului mai moale ; Q — greutatea materialului uzat.

Teoria lui Archard, care este confirmată de unele rezultate experimentale, admite că uzura trebuie să fie direct proporțională cu lungimea de alunecare și cu sarcina și i n d e p e n d e n t ă d e s u p r a f a ț a a p a r e n t ă d e c o n t a c t [4], [9], [16]. Totuși relația sa nu ne oferă o indicație directă asupra variației vitezei de uzură cu duritatea (doar prin intermediul limitei de curgere, care depinde de material, sau a lui K). Experimentarea diferitelor metale, în condiții similare de uzură, a indicat în general tendința lui K de descreștere cu duritatea și faptul că valoarea lui K este foarte mică, variind între 10^{-2} și 10^{-7}. Este de menționat o concluzie importantă, aceea că orice microsuprafață t r e b u i e s ă f i e d e m a i m u l t e o r i s o l i c i t a t ă pentru a s e d e t e r i o r a (uza) [4]. Imaginea creată de Archard asupra modului de uzare, cere în mod evident o anumită adaptare care să țină seamă și de faptul că procesul de uzură poate cuprinde c î t e v a e t a p e d i f e r i t e.

In fundamentarea teoriei sale, Rightmire [4] a ținut seamă de cercetările lui Kerridge asupra procesului de uzură. Astfel, în experiențele făcute,

Kerridge a studiat modul de a se uza al unui ac de oțel moale (de scule) frecat pe un inel de oțel (de scule) durcisat. Procesul de uzură a cuprins următoarele trei etape: transferul de metal de la ac la inel, oxidarea metalului transferat și îndepărtarea stratului de oxid. Rightmire, presupunînd că acest fenomen are loc printr-o succesiune de mici etape, a formulat, folosind metode statistice, o expresie pentru viteza de îndepărtare a stratului de oxid. Constantele numerice din relația sa au fost determinate experimental prin curba de transfer de metal în funcție de timp. Este interesant că astfel a putut să se prevadă diametrul unor particule de uzură (aproximativ 50 Å).

R. Davies, este de părere că cercetările teoretice sînt esențiale și mai puțin costisitoare și pot conduce mai bine la prevederea comportării metalelor în frecare decît acumularea unor date empirice, prin experiențe [17]. El formulează cinci ipoteze asupra procesului frecării — uzurii — din punctul de vedere al schimbului de energie sub formă de cuante, analizînd fiecare din ipotezele sale în parte; studiază probabilitatea frecvenței de apariție a particulelor de uzură după dimensiunile (volumul) lor, care se detașează din suprafața de frecare în urma și funcție de energie primită.

F. T. Barwell, continuînd unele lucrări ale lui Rabinowicz și avînd în vedere faptul că particulele de uzură se deformează plastic și chiar se distrug, contribuie la dezvoltarea teoriei frecării. Barwell și Rabinowicz, față de valoarea aproape egală cu unitatea a coeficientului de frecare constatată în cazul a două suprafețe de oțel curat — presupunînd planul în care are loc deformarea plastică paralel cu direcția mișcării și rezultanta tensiunilor înclinată față de el cu 45° — arată că $f=1$, indicînd egalitatea între forța de frecare și forța normală, prima fiind singura forță în planul de alunecare; anumite efecte elasto-hidrodinamice, prezența oxizilor sau a filmului lubrifiant reduc valoarea lui f cu mult sub unitate [3].

Yoshimoto și Tsukizoe presupun că asperitățile unei suprafețe rugoase sînt distribuite după înălțime pe baza curbei lui Gauss, în timp ce vîrful asperităților este distribuit liniar; ei consideră asperitățile drept conuri circulare care se deformează plastic la presiunea constantă P_m și calculează astfel suprafața reală de contact, atît la contactul unei suprafețe rugoase cu una netedă, cît și la cel dintre două suprafețe rugoase [9]. În acest fel suprafața de tangență se consideră dată de relația:

$$A=\frac{N}{P_m} \tag{4}$$

(N — sarcina; P_m — presiunea de curgere), iar numărul de contacte n în funcție de sarcină:

$$n=\left[\frac{3M^2 \operatorname{lg}^2 \theta}{\pi P_m}\right]^{1/3} N^{1/3} \tag{4'}$$

unde: M — $\frac{1}{\Delta h}$ numărul asperităților care revin pe unitatea de adîncime,

Kraghelski apreciază ca relații uzuale care exprimă uzura liniară (I_h), uzura în greutate (I_q), sau aspectul energetic al uzurii (I_w):

$$I_h = \frac{\Delta h}{L}; \quad I_q = \frac{Q}{A_a L}; \quad I_w = \frac{V}{W} \tag{5}$$

— astfel încît $I_q \approx I_h \nu_s$ și $I_w = I_h \frac{A_a}{F}$ (5')

(unde: Δh — înălțimea stratului uzat; L — distanța de frecare, alunecare; Q — greutatea materialului uzat din suprafața reală de contact; A_a — suprafața aparentă de contact; ν_s — greutatea specifică a materialului; V — volumul materialului îndepărtat; $W = L \cdot F$ — lucrul mecanic al forțelor de frecare) — nu sînt satisfăcătoare pentrucă în aceste relații uzura nu depinde de proprietățile materialului și caracteristicile procesului respectiv [16].

El a propus un nou criteriu și anume uzura specifică i_q (în greutate), i_h (liniară) sau volumul ei $V_x = \frac{q_x}{\nu_s}$ îndepărtate de pe suprafața reală de contact (A_r) pe o distanță egală cu diametrul petei (punctului) de tangență:

$$i_q = \frac{q_x}{A_r} (g/cm^3) \text{ și } i_h = \frac{V_x}{A_r l_1} \nu_s. \tag{6}$$

În cazul frecării dintre o suprafață rugoasă, absolut rigidă și una netedă (deformabilă), admițînd secțiunea asperităților triunghiulară și — după P. A. Rebinder — lucrul mecanic de dispersie proporțional cu duritatea, ajunge la o formulă generală a uzurii liniare în cazul menționat:

$$I_h = \frac{\epsilon h_{max}}{(v+1)\, m l_1} \frac{A_r}{A_n} \quad \text{sau} \quad I_h = \frac{\epsilon h_{max}}{(v+1)\, m l_1} \frac{P_a}{P_r} \tag{7}$$

unde: v — coeficient de rugozitate; m — numărul de cicluri în timpul distrugerii de oboseală; $\epsilon = \frac{h}{h_{max}}$ — pătrunderea relativă (Domkin și Kraghelski — 1958); h — adîncimea de penetrație și h_{max} — înălțimea maximă a asperităților. Recent s-au continuat studiile asupra adîncimii de pătrundere (Tzukizoe-Hisakado) [18].

Kraghelski este de părere că se poate calcula uzura folosind funcția de penetrație a ariei reale de contact și m numărul de cicluri, arătînd că acestea diferă la diferitele tipuri de uzură. El consideră apoi trei tipuri de uzură: prin micro-așchiere, prin deformare elastică și prin deformare plastică, și determină relațiile respective pornind de la formula generală (7). Rezultă că la contact elastic, viteza de uzură depinde de modulul de elasticitate, rugozitate, coeficientul de frecare, presiunea nominală, rezistența la rupere a materialului și de valoarea exponentului de putere al curbei de oboseală; la contact plastic viteza de uzură depinde de rugozitate, presiunea nominală, duritate, deformația de distrugere și coeficientul de fre-

care ; la microașchiere, depinde de rugozitate, presiunea nominală și duritate (deci independentă de coeficientul de frecare) [16]. De exemplu, pentru cazul contactului plastic, se ajunge în esență la o relație de felul celei sugerată de Holm, Archard, Hirst și Rabinowicz (2) [9]. De remarcat că pentru cazul a două suprafețe rugoase, formulele se complică [1]). Alți autori au arătat că numărul de cicluri poate varia în limite largi 10^4—10^7 (după E. F. Nepomniascky); K, diferă după tipul de uzură, material, și eventual ascuțimea abrazivului (după E. Rabinowicz), iar v diferă după tipul de finisare.

Eficiența rezultatelor menționate poate fi confirmată în măsura în care ele creează posibilitatea ca proiectantul să poată calcula pe baze științifice durabilitatea sau pierderile prin uzură ; această eficiență este încă relativ redusă [1]).

2. *Clasificarea tipurilor de uzură.* Modul diferit de acceptare a unora sau altora dintre ipotezele privitoare la evoluția fenomenului complex de frecare-uzură a condus la admiterea sau clasificarea diferită a variatelor tipuri de uzură (adezivă sau de contact, prin oxidare, termică, abrazivă, corozivă, de oboseală, cavitațională etc.). Astfel, în literatura de specialitate distingem următoarele clasificări ale formelor de uzură :

a) V. A. Kislik admite șase forme de uzură și anume prin : ruperi mecanice ale asperităților angrenate ; ruperi de oboseală ; ruperi în urma ecruisajului și creșterii fragilității, datorită deformațiilor prin frecare ; desprinderea straturilor superficiale formate din oxizi ; ruperi mecanice datorită adeziunii moleculare ; ruperi mecanice ale asperităților datorită temperaturilor ridicate [9]. J. J. Coubet [12], sintetizează mecanismul uzurii ca un ansamblu de fenomene de îmbătrînire, care sfîrșesc la distrugerea stării de suprafață cu o viteză variabilă — după perioade ; distinge de asemenea șase moduri de uzură : acomodarea asperităților superficiale, primul stadiu al frecării (denumit de Marcellin *le coup de râpe initial*) ; ruperile și smulgerile sudurilor ; uzuri chimice (formarea și distrugerea straturilor superficiale — oxizi, săruri metalice, săpunuri etc.) ; abraziunea ; coroziunea și în sfîrșit ecruisarea.

b) D. Barwell și S. Strong indică cinci forme de uzură care se datoresc : adeziunii, coroziunii, particulelor abrazive, brăzdării corpului mai moale de către asperitățile mai dure, sau altor cauze (exemplu oboseală etc.) [9]. A. Schilling acordă o importanță mai mare uzurii de oboseală a straturilor superficiale (*pitting, flaking* sau *spalling*), mai ales în

[1]) *În lucrarea „Metode de calcul la uzură și utilizarea în construcții de mașini", din Studii și cercetări de mecanică aplicată, nr. 3/1966, sînt prezentate și alte relații.*

cazul rulmenților ; totodată separă coroziunea datorită mediului (ungere, combustie), de eroziunea produsă de fluidul ce antrenează cu viteză și particule dure [19], [20].

c) B. I. Kostetki, pe baza proceselor ce au loc în straturile superficiale, ca urmare a acțiunii frecării, admite patru forme: uzura oxidantă, legată de adsorbția oxigenului de către stratul superficial ; uzura termică : uzura abrazivă și uzura în ciupituri [9], [21]. N. Tipei și colaboratorii săi în lucrarea [13] subliniază părerea lui B. I. Kostetki [21], care a apreciat că procesele de uzură se pot încadra de fapt în trei categorii principale: clasa fenomenelor termofizice, clasa fenomenelor mecanice și clasa fenomenelor chimice, și reține de asemenea patru tipuri fundamentale de uzură: uzura de aderență sau de contact ; uzura de abraziune ; uzura de coroziune și uzura de oboseală.

d) E. M. Svețova și I. V. Kraghelski clasifică diferite forme de uzură, funcție de trei etape succesive, considerate în frecarea de alunecare și anume : interacțiunea, variația și ruperea suprafețelor [9], [16].

e) Pe baza studiilor efectuate de laboratoarele A.E.I. din Aldermaston, E. R. Braithwaite [4] clasifică uzura în două categorii principale: uzura moale și severă (*wild and severe wear*), arătînd că în primul caz suprafețele de frecare sînt relativ netede iar mărimea particulelor uzate este de ordinul a 100 Å ; în al doilea caz, este evidentă o succesiune de contacte metal-metal, din care rezultă particule mult mai mari.

Problema apropierii a două corpuri ideal netede [1], a fost studiată de Hertz ; analizei apropierii corpurilor solide rugoase cu aplicații la studiul frecării și uzurii, i-au fost consacrate relativ puține studii, după cum s-a văzut, conducînd la relații analitice complicate ; asperitățile suprafețelor rugoase au fost asimilate în mod esențial diferit, astfel : bare sau secțiuni triunghiulare (Kraghelski) [9], [16], conuri (Yoshimoto), sfere (V. A. Juravleva și diferit J. Archard) [4], [9], trunchiuri de con (Bowden) [7], sfere și cilindri (S. Rubinștein) [9], prisme (Rozeanu și Preoțescu-Biță) [29].

In studiile sale, Kragelski căutînd noi criterii de elucidare a ipotezelor controverse, introduce noțiunile de frecare ideală și uzură ideală ca forme ale uzurii reale [9]. Prin „frecare ideală" definește rezistența ce se depune pentru învingerea legăturilor de frecare cu condiția să nu se deterioreze materialul care le formează. Astfel privind lucrurile, el se apropie de părerile lui Vogelpohl [2] sau Barwell [3] pe care le-am expus în [1]. Prin „uzura ideală" înțelege procesul de rupere al materialului în urma învingerii de mai multe ori a legăturilor de frecare (așa cum a sesizat și Archardt). Cercetătorul sovietic este de părere că oboseala straturilor superficiale în cazul deformărilor elastice, și ruperea casantă în cazul deformației plastice repetate, formează

cauzele principale ale uzurii pieselor de mașini: „oboseala superficială este factorul principal care duce la ruperea materialului" [9]; consideră absolut necesară dezvoltarea metodelor de măsură și a aparaturii aferente. Ar fi incorect — apreciază el în mod realist — ca orice rezistență tangențială în planul de contact a două corpuri în frecare să fie numită forță de frecare, iar defecțiunile observate, să le socotim uzură.

Față de această diversitate de păreri considerăm că nu sînt puse încă de acord tocmai criteriile după care trebuie să se clasifice uzura. Din punctul de vedere al formei de rupere a suprafețelor, clasificările lui Kislik, Barwell, Hrușciov, Kraghelski, admit aceste forme aproape în același mod. Astfel, Kraghelski este de părere că procesul de uzură se încadrează bine în cinci forme de rupere a legăturilor de frecare [1], [9]: forfecarea materialului; deformarea elastică; deformarea plastică; ruperea peliculelor (rupere de adeziune) și ruperea materialului de bază (rupere de coeziune). Subliniem că în procesul de frecare pot avea loc integral sau parțial aceste forme; de fapt ele generează toate formele de uzură posibile. De asemenea, după cum a rezultat și din lucrarea [1] în privința uneia sau alteia din formele de frecare și uzură nu există un acord deplin, chiar în cazul unor teorii larg răspîndite ca aceea a adeziunii [2], [3], [9], [12].

Practica industrială a furnizat diferite „modele" de uzură, caracterizate prin aspectul și gradul de degradare al suprafețelor respective [12], [13], [19], [21], [23].

„Uzura de aderență" caracterizată printr-un coeficient de frecare ridicat (1—4) și o intensitate a uzurii de asemenea mare (10—5 μ/h) după [20], precum și prin transfer de metal sau zgîrieturi largi și neregulate, este datorită ruperii legăturilor în „punctele de sudură" [12]. Unii autori numesc acest tip de uzură „gripaj" [12], [19], denumire pe care am considerat-o proprie numai dacă este vorba de o blocare a mișcării; gripajul este mai frecvent în perioada „rodajului" [2]). Față de stadiul cercetărilor, apreciem că problema gripajului, sub toate aspectele sale, este insuficient studiată.

Uzura de abraziune, produsă de microașchiere datorită asperităților sau particulelor mai dure, a fost apreciată de Kostetki ca avînd, în faza de „uzură termică" respectiv de aderență, aceeași intensitate ca și uzura de oxidare (0,5—5 μ/h) [6], [21]. Elementele care stau la baza formării uzurii abrazive ne indică o intensitate și o pondere mai mare decît cea a uzurii chimice sau corozive, pe care o considerăm în multe cazuri accidentală [24].

Hrușciov, Babicev, Kostetki, precum și cercetătorii români O. Bițâ și I. Dincă [25] sînt de părere că fenomenele mecanice, comparativ cu cele

---

[2]) *De fapt gripajul poate apare sub două aspecte, care se pot deosebi numai dacă fenomenul se suprinde la început: gripajul epidermic, termochimic, ca urmare a formării punților de sudură (de tip cald sau rece) și gripajul profund sau de ruptură de fibră, ca urmare a unor suprasarcini, sau prin oboseală [12].*

fizice sau chimice, sînt acelea care contribuie cu ponderea cea mai mare la uzura rapidă a suprafețelor, iar tipul de uzură caracteristic acestei clase de fenomene este uzura abrazivă. Autorii români menționați, arată că raportarea uzurii abrazive la întreaga perioadă a procesului de uzură prezintă o imagine falsă a fenomenelor, deoarece acest proces de mare intensitate durează efectiv cîteva secunde, după care, peste acest proces de uzură mecanică se suprapune în proporții din ce în ce mai mari uzura de contact [25]. Concluziile au fost deduse pe baza unor încercări originale făcute cu un aparat de calorimetrare, pe baza criteriului energetic [26], [25], socotit ca fiind cel mai convenabil în cazul acesta. Menționăm de asemenea cercetările de uzură — în mediu abraziv — efectuate la Timișoara (Centrul de cercetări tehnice) privind uzura fontei și la București (Institutul de petrol și gaze) privind pompele de extracție și cele privind organele mașinilor agricole (Institutul de cercetări pentru mecanizarea agriculturii).

— *Uzura de coroziune* se accentuează la creșterea temperaturii și în prezența unor medii active (apă, oxigen, acizi, sulf etc.), precum și în cazul distrugerii prin abraziune a straturilor de oxizi, protectoare ; este tipică, de pildă, în cazul grupului piston cilindru din motoarele cu ardere internă, caz în care diferiți autori îi acordă toată atenția. Ea contribuie la modificarea structurii și a proprietăților stratului superficial, și are un aspect caracteristic de uzură continuă [13], [19].

— *Uzura prin oboseală,* observată pe anumite suprafețe de frecare (în special rulmenți, angrenaje, came, bandaje și cale de rulaj etc.) se consideră ca fiind datorită unor solicitări variabile ale suprafețelor respective (de exemplu a deformațiilor plastice în rețeaua atomică a stratului superficial urmate de fisuri, ciupituri, *pitting* sau exfoliere). Desigur că defectele de prelucrare sau de tratament termic, existența tensiunilor remanente etc. înlesnesc evoluția acestui gen de uzură, cu pondere mai mare decît cel precedent [4], [12], [13], [19], [20].

Socotim interesante unele constatări și păreri relativ recente ale cercetătorului englez E. R. Braithwaite [4] privind orientarea cercetărilor de uzură, modul de abordare și unele rezultate obținute în cadrul laboratoarelor A.E.I. din Aldermaston, unde „în ultimii ani au fost începute studii sistematice, fără să se cuprindă întreg cîmpul uzurii, ci s-a avut înțelepciunea de a se axa pe un tip particular de uzură și pe un aparat simplu, care să dea rezultate reproductibile (un aparat al cărui cuplu de frecare este format dintr-un inel și un ac ; uzura se determină gravimetric sau prin măsurarea urmei)". Pe baza cercetărilor menționate s-a ajuns la următoarele păreri :

a) uzura diferitelor materiale variază într-o gamă largă, de mai multe ordine de mărime, mai mult decît corespund schimbărilor care se produc asupra coeficientului de frecare ; *nu pare să fie o corelație strînsă între coeficientul de frecare și cantitatea de uzură,* situație sesizată și în lucrările noastre [27], [28];

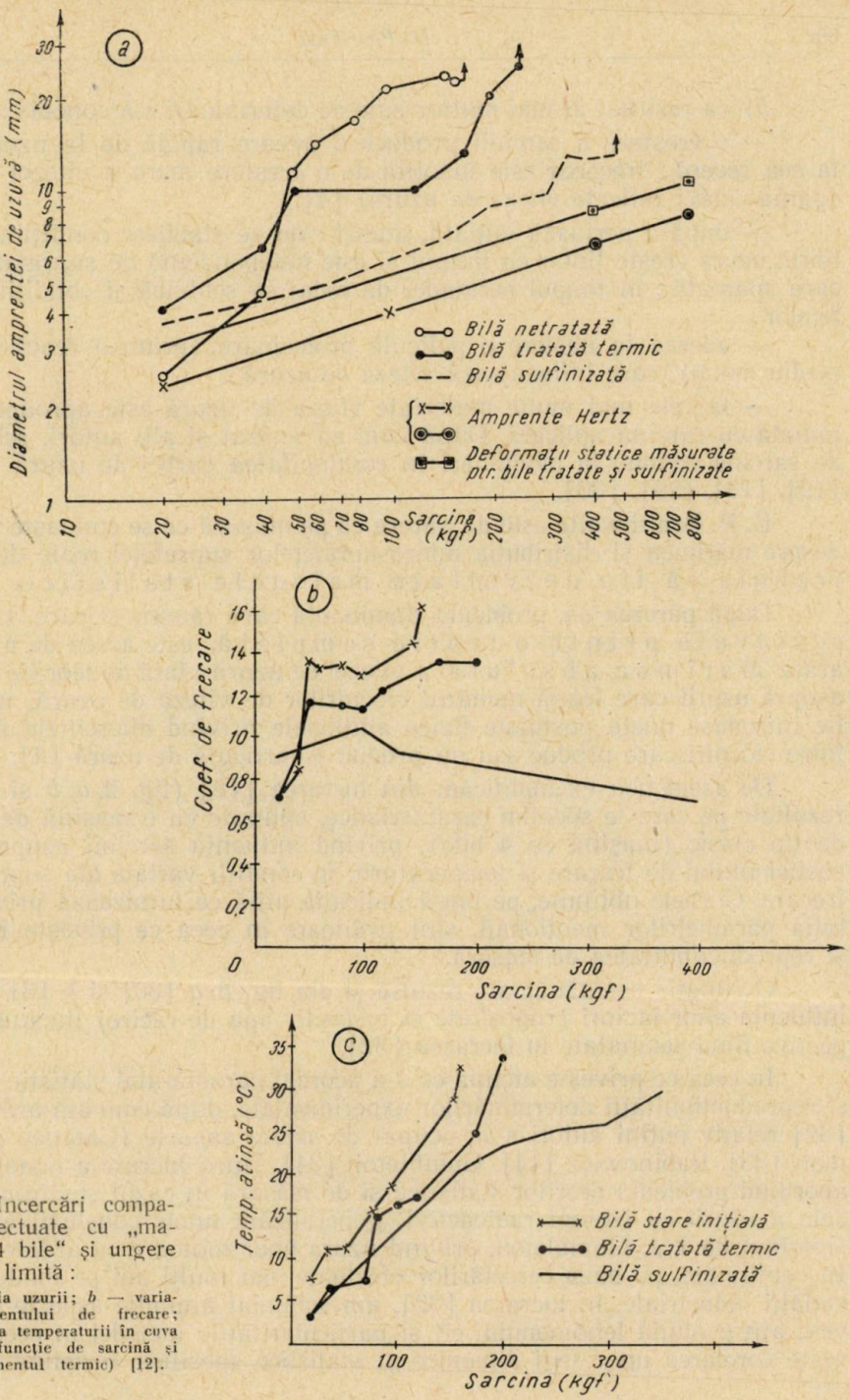


Fig. 2. Încercări comparative efectuate cu „mașina cu 4 bile" și ungere limită :

a — variația uzurii; *b* — variația coeficientului de frecare; *c* — variația temperaturii în cuva cu ulei; (funcție de sarcină și tratamentul termic) [12].

b) ca rezultat al mai multor sute de determinări s-a conchis :

— o creștere a sarcinii produce o trecere rapidă de la uzura *blîndă* la cea *severă* ; trecerea este însoțită de o creștere mare a vitezei de uzură (panta curbei reflectă viteza de uzură) [4];

— după o perioadă inițială, atunci cînd se stabilesc condițiile de echilibru, uzura crește liniar cu timpul și este independentă de suprafața de frecare aparentă ; în timpul perioadei de rodaj se schimbă și condițiile suprafețelor ;

— adesea ia naștere o peliculă protectoare (printr-o reacție chimică mediu metal), care influențează viteza de uzură ;

— la cele mai multe materiale viteza de uzură este aproape proporțională cu sarcina aplicată. După cum au sesizat și alți autori, schimbările de sarcină conduc la modificări în continuitatea curbei de uzură [8], [9], [12], [13], [29], [30].

E. R. Braithwaite este de părere că pe măsură ce se cunoaște mai mult despre mărimea și distribuția microsuprafețelor suprafeței reale de contact, trebuie să fie dezvoltate metodele statistice.

După părerea sa, problema dominantă care rămîne și care trebuie rezolvată printr-o teorie completă, este aceea de a se putea arăta mărimea absolută a vitezei de uzură ; față de teoriile existente asupra uzurii care leagă numărul ciocnirilor de viteză de uzură, trebuie să fie introduse unele postulate fizice adiționale privind diferențele în natură între ciocniri care produc sau nu produc o particulă de uzură [4].

De asemenea exemplificăm din lucrarea [12] (fig. 2, *a*, *b* și *c*) unele rezultate pe care le socotim caracteristice, obținute cu o mașină de încărcat de tip clasic (mașină cu 4 bile), privind influența sarcinii asupra uzurii, coeficientului de frecare și temperaturii, în condiții variate ale suprafeței de frecare. Curbele obținute, pe lîngă indicația utilă ce furnizează privind evoluția parametrilor menționați, sînt grăitoare în ceea ce privește fluctuația și reproductibilitatea de măsură.

O situație asemănătoare rezultă și din fig. 3, *a* [30] și *b* [31] privind influența altor factori (rugozitate și respectiv apa de răcire) fluctuațiile respective fiind semnalate în lucrarea [32].

In ceea ce privește atenția ce s-a acordat caracterului statistic al uzurii și reproductibilității determinărilor experimentale, după cum am arătat [27], [32] relativ puțini autori s-au ocupat de aceste aspecte (Cataneo și Starkman [33], Rabinowicz [14], Gumbleton [34]. Intro lucrare a noastră [27], abordînd problema erorilor statistice și de măsură în cazul studiului pe modele a uzurii cu izotopi radioactivi, generalizăm unele concluzii exprimate simultan de J. J. Gumbleton, privind uzura unor motoare cu ardere internă. In continuare, pe baza cercetărilor efectuate mai mulți ani pe modele și instalații industriale, în lucrarea [32], am subliniat anumite aspecte care privesc atît evoluția fenomenului cît și particularitățile metodei în ceea ce privește corelarea unor legi dinamice și statistice specifice, insistînd totodată

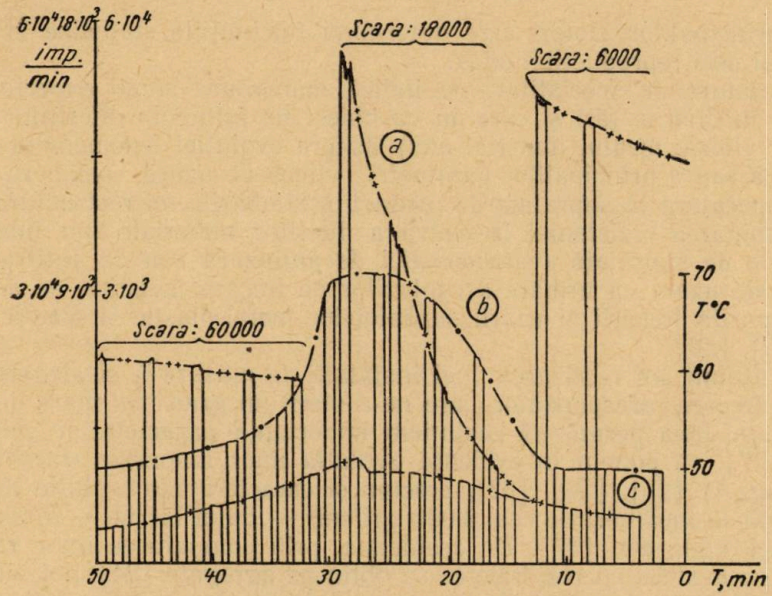


Fig. 3. Exemple de fluctuaţii ale determinărilor vitezei de uzură :

a — dependenţa uzurii bolţului de rugozitatea suprafeţei [80]; *b* — influenţa temperaturii apei de răcire asupra vitezei de uzură la un segment de piston [31].

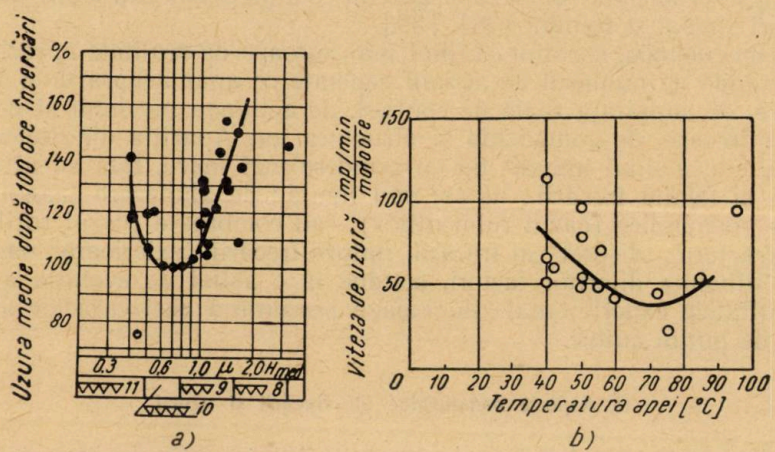


Fig. 4. Surprinderea unui „vîrf" al vitezei de uzură şi temperaturii cuplului de frecare bronz-oţel ; contact liniar :

a — curba vitezei de uzură; *b* — curba temperaturii suprafeţei de frecare; *c* — temperatura uleiului în cuvă (după autor [27] — sector de diagramă, cu potenţiometru electronic).

asupra principalilor factori care determină fluctuațiile statistice și erorile metodei și deci reproductibilitatea.

Literatura de specialitate ne indică numeroase studii experimentale, efectuate în diferite țări și care au ca obiect fie influența diferiților factori (sarcină, viteză, mediu, material etc.) asupra evoluției fenomenelor de frecare-uzură sau a principalilor parametri : viteză de uzură, coeficient de frecare, temperatura la suprafața de contact, schimbările microstructurale etc., fie determinarea rezistenței la uzură a diferitor materiale sau lubrifianți, tratamente de suprafață (caracteristici de antiuzură sau de antifricțiune). În afară de uzura ca urmare a cuplurilor de frecare metalice, se acordă o atenție sporită frecării și uzurii suprafețelor metal-plastic și plastic-plastic [19], [35], [36].

În ultimii ani realizarea unei instalații de măsură [1]) și alegerea unui cuplu de frecare corespunzător, care ne-a oferit un grad mai mare de reproductibilitate, ne-a permis să subliniem importanța parametrului „viteza de uzură" [27], să punem în evidență evoluția unor fenomene tranzitorii de uzură (fig. 4) [27], [28], [32], precum și caracterul de evoluție liniară a uzurii pînă la încărcări de cca. 3 000 kgf/cm^2 — după Hertz — în cazul cuplului oțel-bronz etc. [37]. De asemenea, prin compararea unor rezultate obținute pe modele, cu rezultate ce se obțin pe agregate [24], noi am ajuns ca, dintre factorii care pot influența în mod deosebit evoluția uzurii, să indicăm altă ordine de importanță [32].

Fluctuații ale evoluției uzurii au fost sesizate și în lucrări anterioare celor menționate în cazul uzurii sculelor așchietoare, care constituie o altă problemă complexă și dificilă ce a preocupat un mare număr de cercetători străini și români [38], [39].

Ca o concluzie, socotim ca fiind mai aproape de realitate aprecierea că uzura depinde de numărul de acțiuni repetate ce apar asupra unei legături de frecare, de suprafața reală de contact, de acțiunea mediului și de materialele în frecare, de compoziția și structura lor. Apariția diferitelor tipuri de uzură, sau a unui anumit tip cu pondere mai mare, față de alt tip, se datorește și felului frecării : uscate sau limită ; de alunecare (cazul glisierilor), de rostogolire (cazul rulmenților), sau combinate (cazul roților dințate). Caracterul „discret" al frecării, natura frecării „exterioare" sau „interioare", influența diferitor factori, conduc la o astfel de evoluție a uzurii, încît rezultatele experimentale fluctuează prezentînd acel caracter statistic, analizat de puțini autori.

II. Aspecte metalurgice ale frecării și uzurii

1. Aspectele metalurgice ale frecării sînt tot atît de importante din punctul de vedere al duratei și modului de funcționare ale cuplurilor de frecare, ca și aspectele mecanice.

[1]) *Evoluția și studiul metodei și aparaturii experimentale destinate cercetărilor de frecare și uzură vor constitui o lucrare de sinteză separată.*

Solicitările de natură mecanică și termică, efectele fizico-chimice pot distruge sau reface microstructura straturilor de suprafață. Ele pot conduce la modificări în starea de suprafață, structura cristalină, în orientarea și mărimea grăunților, de duritate, rezilienţă, asupra modulului de elasticitate. Solicitările de natură herțiană vor declanșa adînc în metal eforturi de forfecare, cu consecințe ireversibile. Tratamentele termice sau anumite prelucrări mecanice aplicate materialelor și pieselor în cursul uzinării pot conduce la schimbarea structurii metalografice (decarburări, exces feritic, procentaj ridicat de austenită etc.) astfel încît suprafața de frecare și respectiv piesa să devină rebutabilă [9], [12], [19], [40]—[46]. Totodată, după cum apreciază Coubet, viteza relativă de frecare generează un ciclu de încălziri de succesiune redusă și hotărăște asupra apariției și intensității unor fenomene conexe : topiri, difuziuni etc. [12].

Beave și Bowden (1935) sesizînd că fenomenul de frecare este însoțit și de anumite perturbații în stratul de suprafață, au subliniat importanța structurii materialelor respective [7].

Pentru studiul modificării structurii straturilor de suprafață, pe lîngă metalografia optică clasică, a început să fie utilizată (de cîțiva ani) și microscopia electronică, difracția electronilor pe suprafață, difracția razelor X [4], [7], [9], [12], [47]—[51].

Moore și Tegart au probat prezența oxidului (între granule) pînă la o adîncime de mai multe zecimi de mm (mai ales în cazul frecării uscate, la mare viteză).

Este interesant de arătat că frecarea nu are influențe numai asupra straturilor de suprafață. Kraghelski [9] subliniază natura duală a frecării exterioare și natura unică a frecării interioare. Fenomenele ce se petrec în „epiderma" suprafeței (suduri intercristaline, smulgeri etc.), sînt întovărășite de fenomene ce se petrec adînc în „dermă" pînă la o distanță bine definită pe baza teoriei elasticității. Domain a demonstrat prin experiențe făcute pe bile cu structură riguros martensitică că după mai multe sute de ore de funcționare, la o anumită distanță de la suprafață (ce a corespuns calculelor) martensita s-a transformat în troostită la care, neavînd caracteristicile mecanice ale martensitei, au progresat repede fenomenele de oboseală și distrugere [12]. Kuriţina sesizează pentru toate aliajele un fenomen comun : curgerea plastică însoțită de ecruisare [46].

R. E. Braithwaite arată că „cea mai mare slăbiciune, privind uzura metalului nelubrifiat, este că nu înțelegem (încă) cum se produc particulele de uzură [4]. In acest sens el menționează încercările făcute pentru elucidarea acestui mecanism prin intermediul studierii procesului transferului de metal, care nu conduce în mod evident la producerea unor particule de metal ; consideră «legătura între transferul de metal și producerea particulelor de uzură o problemă complexă». In problemele legate de transferul de metal, etapele sale, producerea particulelor de oxizi etc. s-au ocupat îndeosebi Kerridge, Braithwaite, Archard, Hirst, Yasu-Katsu-Tamai, Lancaster, Semenov, I. R. Whiteheal etc. [4], [7], [9], [12], [47].

A. P. Semenov prin ipoteza sa „energetică" atrage atenția asupra posibilității măririi prin frecare a energiei rețelei cristaline pînă la un anumit nivel: „pragul energetic de priză", care după alți autori s-ar produce prin contactul metal-metal. B. I. Kostetki arată că în cazul frecării și mai ales a unor deformări, planurile cristalografice identice, dispuse inițial paralel, se combină apoi arbitrar [6], [48].

Există puține lucrări privind efectele orientării cristaline asupra vitezei de uzură; menționăm lucrările lui Wentorf, Steiju (experimentări cu diamant și safir) [4], [41]—[51] etc.

L. F. Coffin Jr. apreciază că în ultimii ani interacțiunea metalelor datorită frecării a generat un important cîmp de cercetări, această situație datorîndu-se atît necesității de depistare a unor materiale de lagăre care să răspundă unor condiții extreme, speciale (temperatură, mediu, cîmp de radiații etc.) cît și necesității de utilizare a unor metale greu prelucrabile (titan sau zirconiu) [50]; desigur că cerințele tehnicii moderne ridică și alte probleme.

R. Davies este de părere că gripajul lagărelor de alunecare, în cazul lubrificației limită, rezultă dintr-o proastă alegere a materialelor și o explică de asemenea prin intermediul teoriei lui Bowden-Tabor [52]; amintim că problema uzurii și a gripajului este dependentă și de acțiunea mediului; astfel s-a arătat că intervenția oxigenului și a hidrocarburilor (oxidare forțată) măresc uzura chimică a oțelului călit, dar previn și opresc gripajul la sarcini mai reduse și ușurează frecarea suprafețelor deteriorate de gripaj [4], [12], [43]. Bowden, Rowe și Freitag au făcut cercetări asupra apariției gripajului cu instalații speciale și la viteză foarte mare (pînă la 660 m/s) [4], [14]. C. L. Goodzeit a studiat de asemenea gripajul a 40 de metale în prezența cuprului, argintului și aluminiului, la o gamă variabilă de sarcini [51].

De asemenea au fost făcute diferite cercetări pentru a se vedea dacă teoria sudării microzonelor suprafeței reale de contact, emisă de Bowden, se poate generaliza, cu atît mai mult cu cît s-a observat că anumite combinații metalice se pot suda mai ușor, iar altele de loc. De modul de comportare a diferitelor cupluri metalice, în frecarea de alunecare, s-au ocupat Ernst și Merchant, Roach, Pons, Goodzeit, Machlin și Yankee, Coffin etc. [41], [48], [50], [51], [53]. Ultimul a arătat că tendința de aliere a metalelor topite este un factor de luat în seamă în determinarea caracteristicilor de alunecare a cuplului metalic; el este de părere că aderența la suprafața de contact dintre două microasperități poate fi tratată parțial, ca o problemă metalurgică și că abordarea metalurgiei este utilă tocmai pentru explicarea multor aspecte importante ale frecării [50]. De exemplu M. M. Hrușciov, I. V. Kraghelski și P. N. Lvov expun trei puncte de vedere diferite pentru mecanismul uzurii abrazive, tip de uzură ce pare cel mai studiat [6]. M. M. Hrușciov este de părere că deși problema modificării structurii și proprietăților stratelor superficiale ale oțelului, în timpul frecării și prin difuziunea elementelor mediului, a fost abordată încă în 1929—1930 de Fink și Rosen-

berg și reluată ulterior de numeroși cercetători, totuși ea necesită încă executarea unor experimentări sistematice conduse cu finețe [6].

Aprofundarea și lămurirea diferitor aspecte teoretice legate de evoluția intimă a proceselor complexe de frecare și uzură cît și studierea unor cupluri optime de frecare, se dovedesc legate de rezolvarea unor dificile și totodată interesante aspecte metalurgice.

2. O parte din studiile menționate prezintă interes deoarece, totuși, prin prisma „sudurilor reci" sau microsudurilor la temperaturi înalte, pot fi depistate metalele antagoniste pentru ca atunci cînd este vorba de alegerea unui cuplu de frecare din aliaj feros să prevedem varietăți alotropice diferite și structuri heterogene (de ex. cuplurile austenită-austenită, ferită-ferită etc. sînt improprii). În numeroase cazuri practice dau rezultate cuplurile : oțel-moale + fontă cenușie ordinară nealiată, nu pentru că fonta conține grafit (acesta este consumat repede în straturile superficiale), ci îndeosebi prin faptul că structurile martensitice și ferito-perlitice oferă puține posibilități de solubilitate reciprocă sub solicitări moderate.

De menționat că modul de comportare al structurilor, aptitudinea de a da sau nu compuși intermetalici, sau de capacitatea de a da soluții solide, constituie o condiție necesară dar nu suficientă pentru alegerea cuplurilor de frecare ; Coubet apreciază că totuși pot fi eliminate sigur 90% din cazurile favorabile gripajului, dacă se ține seamă de tendința de solubilitate reciprocă [12].

Goodzeit, Roach, Hunicut, Coffin, Coubet etc. au stabilit modul de comportare la frecare și uzură a unei game de metale (și metaloide) în prezența oțelului, aluminiului, cuprului și cromului [12], [50], [51], [53]. Astfel se constată că totuși comportarea fizico-chimică a elementelor cuplurilor de frecare constituie un criteriu destul de sigur : în toate cazurile perechile care pot conduce la soluții solide (ex. Fe—Cr, Fe—Cu, Al-Ag, Cu—Al etc.) formează cupluri de frecare necorespunzătoare, în timp ce perechile insolubile (ex. Fe—Ag, Fe—Sn, Al—In, Cu—Pb, Cr—Ag) formează cupluri corespunzătoare.

Se preferă în multe cazuri să se utilizeze „cromul dur" față de calitățile sale anticorozive și de rezistență la abraziune ; trebuie însă ținut seama de tendința de gripare a cuplului Fe—Cr și în același timp de cuplurile acceptabile : Cr—Ag, Cr—Cu.

Este interesant că anumite procedee moderne (ex. : brevetul Kanigen) au demonstrat și buna comportare a straturilor conținînd 92% Ni și 8% Pb, în frecare, pe o suprafață de oțel ; de asemenea și procedeul „Dalic" (un sistem de depunere a Ni pe cale electrolitică, cu mare intensitate de curent); ambele procedee ne arată că criteriul structurii nu este complet deciziv [12]. Unii autori clasifică aliajele după rezistența lor la uzură [54], [55].

3. Dată fiind ponderea materialelor feroase și componența cuplurilor de frecare, caracteristicile de frecare-uzură a oțelurilor și fontelor constituie

obiectul multor studii. Astfel influența structurii oțelurilor carbon asupra rezistenței lor la uzura de abraziune a preocupat la diferite date pe diferiți cercetători : F. Robin (1910), K. Honda și R. Jamada (1925), M. I. Zamotorin (1931), apoi M. M. Hrușciov și M. A. Babicev (1954), A. A. Soroko-Novitkaia (1955) [56], [57]. Ultima, studiind o gamă completă de oțeluri carbon, a aprofundat această problemă în cadrul unei lucrări de dizertație, stabilind că oțelul cu structura martensitică prezintă — după călire fără revenire — cea mai mare rezistență la uzura de abraziune ; de asemenea a stabilit că rezistența de uzură a oțelului hipereutectoid crește odată cu sporirea conținutului de carbon în martensită, în timp ce prezența austenitei reziduale în oțelul hipereutectoid reduce rezistența la uzură a acestuia ; oțelurile cu structură perlitică lamelară au o rezistență la uzură mai mare decît a celor cu structură perlitică globulară. Cercetările nu au confirmat anumite indicații din literatură și anume că oțelul cu structura troostitică ar avea o rezistență la uzură mai mare față de un oțel analog cu structură martensitică. Autoarea este de părere că compararea microstructurii oțelurilor încercate, tratate termic, constituie un criteriu mai global de apreciere a rezistenței la uzură decît duritatea [57]. Pe de altă parte Coubet [12] este de părere că rolul durității a fost adesea supraestimat, apreciindu-se un bun cuplu de frecare după raportul durităților. Totuși sînt și situații în care ea intervine : diferența de duritate a constituenților, diferența de duritate între particulele abrazive la suprafața de frecare și creșterea de duritate la anumite prelucrări sau tratamente. In ultimii ani Nadai, Prandt și Tabor au făcut cercetări atente pentru a elucida rolul durității și a măsurării ei, ținînd seama în afară de efectele ce privesc elasticitatea și plasticitatea și de aspectele de frecare [9].

Alte cercetări (Hrușciov, Babicev, Dubinin) au arătat că rezistența la uzură a oțelului carbon după cromare, în mediu gazos, se mărește considerabil, corespunzător creșterii durității [56].

In țara noastră, pentru a se studia comportarea cementitei în rețea, au fost efectuate cercetări asupra rezistenței la uzură și gripaj a unor oțeluri slab aliate (hipereutectic de îmbunătățire și hipoeutectic de cementare, durificat prin carbonitrurare) [58]. A rezultat că ambele structuri devin sensibile la uzura abrazivă, în special cea cu cementită în rețea ; la uzură normală distribuția cementitei nu afectează comportarea cuplurilor de frecare, totuși suprafețele de frecare durificate cu cementită distribuită în rețea au fost găsite mai puțin rezistente la gripaj, astfel de structuri trebuind să fie evitate în cazul funcționării la extremă presiune.

Cercetările privind comportarea fontelor la uzură constituie o altă preocupare a mai multor cercetători. M. M. Hrușciov și M. A. Babicev au studiat rezistența la uzură abrazivă a unei fonte tipizate, utilizate în construcția de mașini, prin comparare cu oțeluri și metale pure în condiții similare de încercare [59]; s-a conchis că rezistența la uzură a fontei perlitice ultrarezistente crește cu 50% în urma călirii, în schimb fonta albă prezintă o rezistență ceva mai mare ; nu s-a stabilit o relație între rezistența la uzură

a fontelor perlitice ultrarezistente și a fontelor perlitice modificate (comparate în starea obișnuită după turnare); cea mai mică rezistență la uzură o prezintă fontele, cu structura feritică, după turnare sau recoacere.

Sînt interesante, prin rezultatele lor, cercetările românești asupra comportării fontei obișnuite cu 0,30% P și a fontei modificate cu un conținut variabil de fosfor, în vederea micșorării uzurii saboților vagoanelor de cale ferată și vagoanelor de tramvai [60]—[63]. Conținutul optim de fosfor (la fonta modificată 0,7—0,8% pentru vagoane de cale ferată și 1,4—1,6% pentru vagoanele de tramvai) conduce la : micșorarea uzurii saboților de două și respectiv de șase ori etc. Prin cercetări de laborator P. Sulea a constatat că la același conținut ridicat de fosfor (1,4—1,6%), în comparație cu fonta modificată cu silico-calciu, la fonta barbotată eutecticul fosforos — care influențează rezistența la uzură și coeficientul de frecare a fontei pentru saboți — apare sub formă de rețea mai fină și mai uniform repartizată ; saboții din fontă barbotată prezintă calități de frînare (rezistență la uzură și coeficient de frecare) mai bune decît saboții din fonta modificată cu silico-calciu [62].

Modalitatea de îmbunătățire a caracteristicilor de frecare și a rezistenței la uzură a fontei pentru saboții materialului rulant au preocupat și pe cercetătorii din alte țări [68].

4. Au fost făcute diferite studii cu scopul îmbunătățirii caracteristicilor de frecare și deci a micșorării uzurii.

a) Calitatea suprafețelor de frecare a fost îmbunătățită prin realizarea în straturile suprafețelor metalice feroase a unor soluții solide interstițiale formate din elemente nemetalice favorabile frecării : carbon (cementare), azot (nitrurare) și azot și sulf (sulfinizare) [4], [12], [69], [70].

În cazul nitrurării — cu o veche tradiție, extinsă în urma lucrărilor lui Fry — azotul deosebit de favorabil cuplului de frecare fer-cupru micșorează riscurile adeziunilor de suprafață și reduce simțitor coeficientul de frecare, iar producerea de eforturi de compresiune ameliorează *rezistența de oboseală a straturilor superficiale ;* în plus nitrurarea creează o rezistență mai mare la abraziune.

Sulfinizarea, datorită lui Foucny și Beze este larg răspîndită, fiind soluția recomandată frecării la cald ; sînt cunoscute numeroase lucrări sovietice de îmbunătățire a acestei metode (Karpenko, Tynyi, Babei, Morozova, Florensova, Vinogradov și Zelenova). Prin distorsiunile rețelei cristaline se realizează o creștere însemnată a rezistenței la oboseală în straturile de suprafață ; această metodă îndepărtează posibilitatea adeziunilor sau microsudurilor. Nu s-a ajuns la unanimitate de păreri asupra faptului esențial de care depinde perfecționarea acestor metode și anume dacă sulful există sub formă liberă [12]. Soluțiile interstițiale de azot și sulf realizează un strat rezistent de 7—12 microni, care nu trebuie îndepărtat prin rectificări ulterioare.

b) Utilizarea în frecare a straturilor metalice subțiri depuse pe metalul de bază, confirmă practic anumite rezultate teoretice care au condus la expresia forței de frecare ($F = A \cdot S$) funcție de suprafață reală de contact și de rezistență la forfecare a metalului mai moale ; depuneri de indiu, plumb etc. de o anumită grosime, conduc la îndeplinirea simultană a două condiții : A și S de valori mici și deci F de valoare redusă. Grosimea stratului depus nu trebuie să fie mai mică de 0,1 μ, pentru a nu fi expulzat sau străpuns, dar nici prea mare pentru a nu mai beneficia de influența stratului de bază mai dur [7], [9], [12].

În cazul existenței unui strat metalic mai moale, este interesantă variația coeficientului de frecare cu sarcina și cu temperatura, comparativ cu frecarea uscată, sau lubrifiată cu ulei mineral, a suprafețelor de oțel fără acest strat. Astfel, în prezența unui strat de indiu de aprox. 0,4 μ, pe una din suprafețele de oțel, coeficientul de frecare scade cu creșterea sarcinei și deci nu respectă legea lui Amontons-Coulomb ; în lipsa acestui strat, chiar în prezența uleiului mineral, coeficientul de frecare nu variază cu sarcina. Cu creșterea temperaturii, coeficientul de frecare scade la jumătate pînă la atingerea punctului de topire al indiului (155 °C), după care crește brusc, stratul metalic fiind străpuns [7], [12].

Admițînd ipotezele lui Bowden și Tabor privind natura forței de frecare, se ajunge de la expresia coeficientului de frecare ce derivă din legea Amontons-Coulomb, la un raport între forța de forfecare a microsudurilor și limita de curgere a metalului celui mai moale [7], [12]. Deoarece și forfecarea se produce în masa metalului mai moale, ar rezulta o dependență a coeficientului de frecare numai de proprietățile fizice ale metalului mai moale, ceea ce ar explica variația lui f în limite relativ reduse (0,6—1,2), cînd condițiile experimentale variază în limite largi [7], [9].

În cazul condițiilor de extremă presiune se utilizează filme de lubrifiant cu punct de topire ridicat (ex. uleiuri sulfurizate, care reacționează chimic de la 100 °C și ale căror sulfuri au punctul de topire la 1 200 °C); temperatura limită superioară a filmelor organice adsorbite chimic și chemisorbite este de 240 °C [55].

Lubrifianții solizi constituie o altă categorie de filme anorganice, cu punct ridicat de topire la suprafața de alunecare. În ceea ce privește mecanismul ungerii cu lubrifianți solizi lamelari (structura : rețea cristalină în straturi, comună grafitului și bisulfurii de molibden), deși au fost utilizate metode moderne de investigație (difracția electronică, microscopia electronică) nu s-a ajuns încă la un acord deplin [4], [7], [47]—[49], [72]. Astfel, ipoteza structurală bazată pe o legătură directă între anizotropie și frecare, nu a dat satisfacție deplină. Studiile făcute asupra corpurilor solide lamelare : în vid înaintat, în vaporii de apă sau organici, la temperaturi ridicate, în suspensie apoasă, sub formă de praf etc., sau direct asupra cristalelor acestora, au condus la rezultate uneori diferite față de anumite ipoteze formulate, subliniindu-se influența diferită a legăturilor dintre straturi, a forțelor intercristaline etc. ; s-a constatat că impuritățile reducînd forțele de

legătură între planuri, micșorează eficacitatea bisulfurii de molibden [73]. Studiile făcute prin intermediul microscopiei electronice asupra cristalelor de MoS_2 sau grafit au sesizat fenomene de dislocare și rostogolire, pînă în prezent încă insuficient elucidate [4], [48], [49]. Este interesant că Braithwaite [4] face o distincție între ungerea semifluidă sau la limită cu lubrifianți lichizi și introduce ipoteza „ungerii prin contact", imagine simplificatoare a mecanismului complex al ungerii cu lubrifianții solizi lamelari ; el arată că aceștia ajung să facă parte integrantă din suprafața metalică în contact, că nu pot fi îndepărtați cu solvenți sau detergenți ca în cazul lubrifianților limită lichizi.

5. Literatura de specialitate indică totodată atenția deosebită acordată metalelor neferoase ca componente ale cuplurilor de frecare, deoarece caracteristicile de frecare : viteza, sarcina etc., limitează utilizarea structurilor feroase, chiar cu soluții interstițiale de metaloizi [12], [75].

Natura materialelor și a constituenților a condus la elaborarea unor scheme noi de materiale de lagăre, corespunzătoare cu cerințele din ce în ce mai ridicate pe care le pune tehnica modernă a construcțiilor de mașini. De la schema Charpi ce prevedea existența unor constituenți duri, într-o matrice mai moale, s-a ajuns în ultimul timp la admiterea unei structuri eterogene sau omogene, cu duritate sporită, trecîndu-se și prin soluția unei matrice mai dure, cu constituenți mai moi înglobați în ea.

Evoluția schemelor de structuri diferite s-au bazat pe modul în care aliajele respective răspund procesului de frecare ; unele ipoteze au admis global existența aceleiași structuri la suprafața activă, ca și în masa metalică [76].

In numeroase lucrări de specialitate sînt indicate lîngă principalele grupe de materiale de antifricțiune destinate cuzineților și compozițiile metalografice preferate. Astfel, aliajele pe bază de Pb, amestecurile Cu—Pb cu structură fie globulară, fie dendritică, care deși necesită precauții speciale la turnare, constituie în prezent tipul de metal de cuzinet utilizat din ce în ce mai mult ; suprafața portantă este de regulă protejată printr-un strat de Pb—Sn, Pb—Sn—Cu, sau Pb—In (mai multe zeci de microni grosime), care favorizează rodajul și evită acțiunea corozivă a mediului ; pentru sarcini ridicate se utilizează un aliaj mai rezistent cu 20—25% Pb și 2—4% Sn. Recent au fost fabricați cuzineți de Cu—Pb acoperiți, pe cale electrochimică, cu Pb și bisulfură de molibden, îmbunătățindu-se mult calitățile de frecare și ungere. Aliajele cu Ag și Cd au interesat un timp [12]. Subliniem utilizarea în construcția de mașini și a cuzineților trimetalici ; la stabilirea componentelor respective criteriul „instabilității" poate fi util.

Aliajele de Al, deși variate, sînt formate mai ales pe bază de Sn, ca de exemplu ALCOA 750 : Sn (6,5%); Ni (1%).

Acestor aliaje li se acordă în ultimul timp o atenție sporită în cazul materialelor de antifricțiune destinate unor condiții de frecare grele, solicitîndu-se o rezistență la uzură mai ridicată [19], [71], [75]—[78]. Al. Nica,

făcînd un studiu comparativ al materialelor de antifricțiune pentru lagăre, arată existența unor mari posibilități de înlocuire a materialelor deficitare (bronzuri, aliaje pe bază de Sn), prin aliaje pe bază de Zn sau Al [78].

După cum s-a amintit, unii cercetători au admis existența unor noi produși în suprafața activă, realizînd totodată și criterii de apreciere a metalelor de antifricțiune. Gh. Vasilca și Al. Nica [79], au studiat structura în suprafață activă a unor aliaje pe bază de Pb, Al și Sn, cu aprecieri asupra rolului unor constituenți de structură din masa metalului și a modificărilor acestora în suprafața activă.

Datorită condițiilor de temperatură și de presiune microlocalizate, și a asocierii atomilor superficiali, funcție de natura cuplului de frecare, pot rezulta la suprafață compuși chimici, soluții solide dezordonate și soluții interstițiale sau amestecuri mecanice. Bradly și Jay, pentru cuplul Fe—Al, au analizat cazul cînd structura nou creată la suprafață este bine fixată pe demă printr-o variație progresivă de tipuri de structură și au obținut coeficienți de frecare ridicați și gripaj. În situația în care structura deși bine fixată este fragilă, cuplul de frecare ar putea fi apreciabil prin adăugarea unui al treilea element (prin sulfinizare, aditivi chimici etc.) [12], [9], [80].

În urma cercetărilor de frecare și uzură se vor putea generaliza noi cupluri de frecare, depuse pe cale electrolitică, ca de exemplu Cr—Ag, care nu este utilizat în prezent decît în anumite industrii cu caracter special (aeronautică, cosmică, atomică); altele (Al—Cd, Al—In, Cr—Mo) nu sînt încă suficient cercetate [12].

6. Obținerea unor suprafețe poroase, fie prin metodele metalurgiei pulberilor, fie prin cele ale pulverizării, a făcut obiectul altor cercetări în diferite țări, care s-au intensificat în ultimele trei decenii [1]) [81]—[83]. Anumite studii făcute în țara noastră au arătat că straturile din metale pulverizate se comportă mai slab în ceea ce privește rezistența la eforturi, decît piesele elaborate prin procedeul metalurgiei pulberilor, însă mai bine în ceea ce privește rezistența la uzură. A reținut atenția și alegerea uneia dintre cele două metode prin care se poate realiza pulverizarea metalelor: metalizarea electrică sau metalizarea cu gaze (A. Macadi, H. D. Steffens, W. Pungel, A. Kranzmacher etc.). Straturile de oțel obținute prin electrometalizare prezintă o structură apropiată de cea feritică, iar cele obținute prin metalizarea cu gaze o structură de natură perlitică.

Procedeul Kolmonoy — aliaj Ni—Cr—B — conduce la straturi pulverizate compacte, lipsite de pori și sudate la suprafața de bază, prezentînd rezistențe mari la coroziune și uzură; structura este constituită din grupe de cristale mari, uneori de formă dendritică, limitate de o bandă subțire de cristale fine; prezența borului face ca straturile respective să fie rezistente la abraziune și uzură.

---

[1]) *De remarcat că în ambele cazuri structura materialului este compusă din cristale deja existente, spre deosebire de situația răcirii unui metal topit.*

În cazul materialelor de lagăre, o serie de pseudoaliaje experimentate în URSS (Al—Fe ; Fe—Cu ; Fe—Cu—Zn ; Cu—Pb etc.) au dovedit o capacitate sporită de rodare, încărcare, rezistență la uzură, coeficienți de frecare mai mici etc. ; studii asemănătoare au făcut în alte țări : G. Vogelpohl, A. Matting, K. Kolar, S. Gebalski etc., și în țara noastră V. Marcu [81], [83].

Problema lagărelor cu materiale inversate datează de mult (V. A. Dobrovolski, 1912), fiind actuală și în prezent ; soluționarea acestei probleme, de care s-a ocupat printre alții L. V. Krasnicenko (1955) [82] și în țara noastră mai ales V. Marcu [81], permite utilizarea ei pe scară largă, prin aplicarea metodei de electrometalizare prin pulverizare.

De mare actualitate se prezintă și utilizarea suprafețelor obținute prin pulverizarea maselor plastice (policlorura de vinil, polietilena etc., superpoliamidelor etc.), preocupări existente în special în Franța și R.D.G.

7. Se apreciază că nu poate fi definit un material „universal" pentru cuzineți, deoarece alegerea sa depinde de numeroși factori în afară de materialul însuși (condiții de ungere, abraziune, preț de cost); structura sa metalografică, deși este deosebit de importantă, nu este singura caracteristică a aliajului care trebuie avută în vedere ; rezistența la oboseală, la coroziune, comportarea la temperatură, la deformarea elastică și plastică, densitatea, tendința de aderență etc., influențează desigur în egală măsură asupra calităților de frecare și uzură ale aliajului. Este interesant faptul că unii autori au acordat acestor factori o anumită ordine și pondere de importanță ; astfel rezistenței mecanice la oboseală i se acordă importanță maximă (60%), urmînd apoi capacitatea de deformare elastică și de rezistență la abraziune (cîte 10%), rezistența la gripaj sau la coroziune (cîte 5%) etc. [19].

Sikorski și Courtney au urmărit găsirea unui „factor de gripaj" drept criteriu de prevedere a proprietăților de adeziune a metalelor, făcînd studii cu cupluri din metale rale (scandiu, ceriu, lutețiu etc.) [84].

De asemenea menționăm că au fost făcute studii pentru a se putea defini printr-o cifră comportarea la frecare a unui anumit metal ; astfel, unii cercetători americani au propus raportul R/E („Modell factor") dintre rezistența la rupere și modulul lui Young. Se consideră însă că acest lucru nu este posibil în mod obiectiv, datorită acțiunii simultane atît în straturile de suprafață cît și în cele profunde, procese încă nedefinite suficient de clar.

Coubet este de părere că în anumite cazuri în care se poate anihila și deci separa una din categoriile de efecte (exemplu : prin sulfinizare) s-ar putea exprima cifric capacitatea cuplului de frecare de a absorbi în straturile sale de suprafață, fără deteriorare, o anumită energie de deformație ; ținînd seama că are loc un regim dinamic (alternanțe), s-a propus raportul p^2/E pentru a exprima capacitatea la frecare a unui cuplu de frecare (din metale neaderente), p fiind limita de oboseală [12]).

8. Studiile efectuate pînă în prezent în diferite țări au condus la cîteva concluzii în ceea ce privește calitatea cuplului de frecare, din punctul de vedere al structurii metalografice și al compoziției pieselor sale.

a) Suprafețele decarburate impun rebutarea piesei respective (fig. 5); astfel, la un oțel suprafața totală decarburată indică o structură feritică, foarte moale, necorespunzătoare frecării. În cazul în care, în urma tratamentului termic al unui oțel, stratul de suprafață (0,02 mm) are tot carbonul precipitat, stratul imediat următor rămînînd austenitic, stratul superior „va flamba" în timpul frecării.

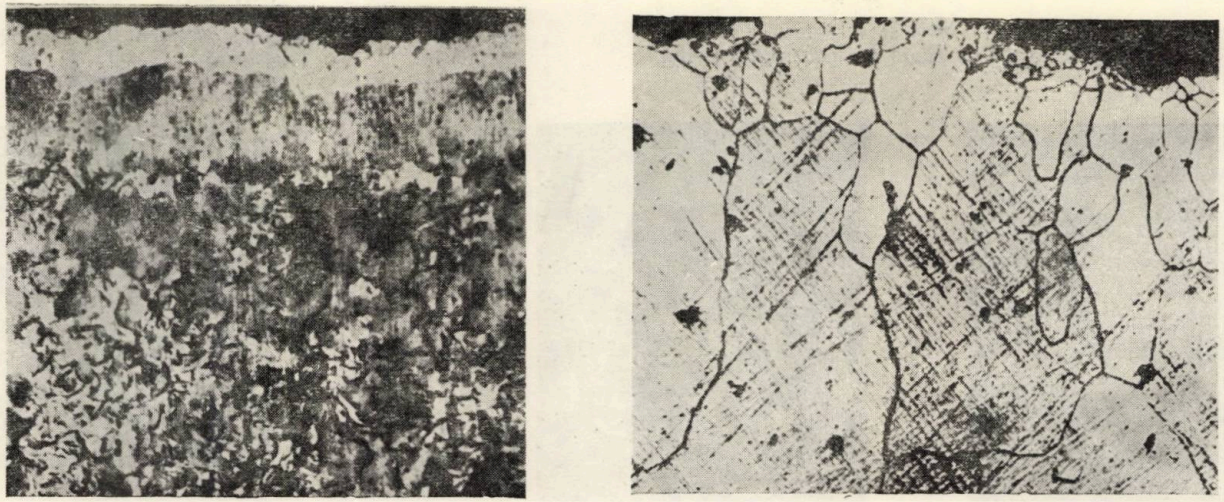
Trebuie căutat tratamentul termic care conduce la eliminarea varietăților alotropice dăunătoare și permite să se îmbunătățească structura; ferita, austenita și granulația prea mare sînt dăunătoare pentru frecare; de pildă bainita inferioară oferă o structură potrivită frecării; de asemenea fonta lamelară perlitică, fină (fig. 6) [12] este corespunzătoare frecării. Excesul de ferită — dintr-un amestec de martensită, troostită și ferită — ar trebui să indice renunțare în frecare. Un tratament de normalizare conduce la afinarea grăunțelor de perlită și ferită într-un oțel semi dur (fig. 7). Descompunerea în perlită a unei cementite terțiare este de evitat pentru frecare.

Dacă temperatura de revenire a fost prea ridicată, procentul mare de austenită reziduală la suprafața unui oțel crom-nichel de cimentare, constituie un material de înlăturat pentru frecare.

Trebuie înlăturate toate cauzele posibile de fragilitate a suprafeței de frecare, ca de exemplu: un exces de cementită granulară, o rețea de cementită liberă care introduce anizotropie, structura Widmanstatten, fonta nodulară cu exces de cementită, insulele de cementită etc.; o mare cantitate de cementită primară nedizolvată conduce la o fontă cu caracteristici de frecare cu totul necorespunzătoare (fig. 8), [12].

b) Aliajele de antifricțiune sînt la fel de „sensibile" la prelucrări sau tratamente termice. O anumită structură de antifricțiune Sn—Cu poroasă, eterogenă, realizată prin metalizare poate fi omogenizată (după brevetul Neyspic) printr-o fierbere în vapori de apă, 60 ore la 160° (fig. 9). În figurile 10 *a* și *b* sînt prezentate două structuri diferite de Bz cu 6% Sn, laminat și respectiv turnat; în primul caz s-au constatat uzuri mai mari și frecare instabilă [27].

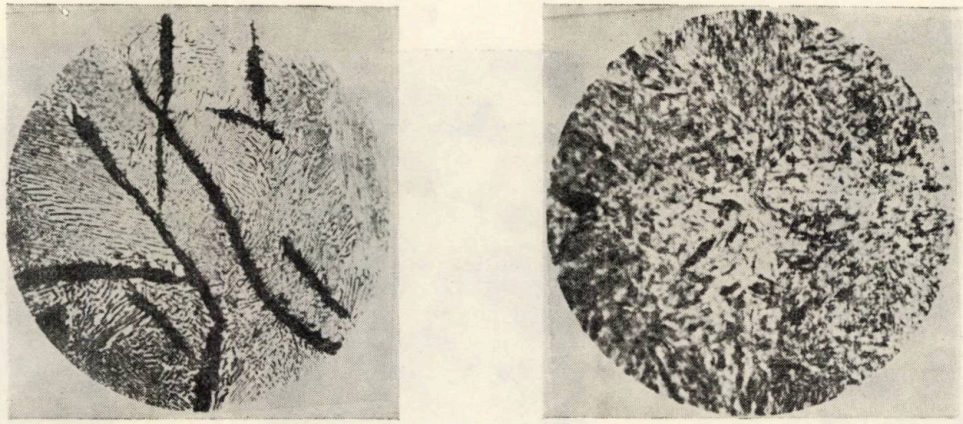
c) Incluziunile (silicați, sulfuri de fier și mangan etc.) paralele sau perpendiculare față de suprafață, devin periculoase mai ales cînd sînt în lanț, straturile fiind mai dăunătoare decît fișiile izolate, de pildă incluziunile provenite din laminare vor declanșa crăpături în momentul eventualelor căliri superficiale; incluziunile aproape de suprafața de frecare formează infiltrarea coroziunii. În cazul depunerii unui strat metalizat de antifricțiune pot apare defecte de aderență din cauza fișiilor de incluziuni.



a *b*

Fig. 5.

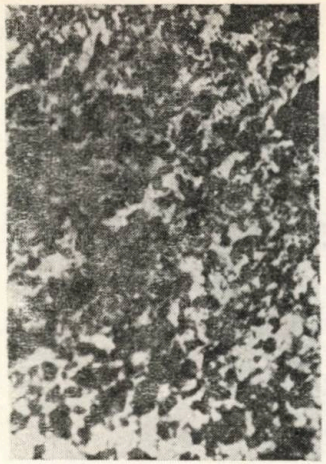
a — suprafața decarburată la o piesă de fontă cu structură lamelară (×100); *b* — suprafața în întregime decarburată, indică o srtuctură feritică de oțel foarte moale; piesă inutilizabilă pentru frecare (×270) [12].



a *b*

Fig. 6. Structuri corespunzătoare pentru frecare:

a — bainită inferioară (×180); *b* — fontă lamelară fină (×100) [12].



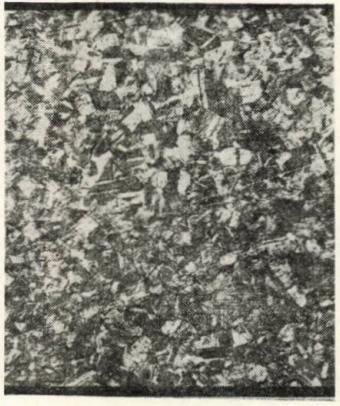
a

b

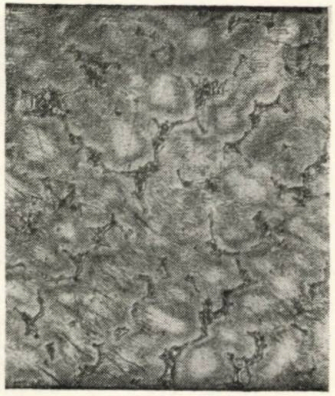
Fig. 7. Structură perlitică lamelară (×700):
a — piesa respectivă de oţel nu este corespunzătoare frecării; *b* — aceeaşi piesă poate fi utilizată după un tratament de revenire [12].

Fig. 8. O fontă necorespunzătoare pentru frecare: multă cementită primară nedizolvată (×120) [12].

Fig. 9. O structură de antifricţiune de Sn, Sb, Cu, poroasă şi heterogenă, obiţnută prin metalizare, poate fi omogenizată prin tratament termic (brevetul Neyrpic) — după Michalon (×120).



a



b

Fig. 10. Structură de bronz cu 6% Sn (×100):
a — laminat; *b* — turnat (+1% In) [37].

d) Pentru a fi corespunzătoare condițiilor impuse cuplurilor de frecare, alegerea structurilor se face ținîndu-se seama și de următoarele aspecte sau parametri :

— în funcție de sarcină și de viteza relativă interesează atît prezența unor straturi de oxizi cît și anumite structuri metalice ; este posibil ca chiar în prezența ungerii inițiale să se producă ruperea stratului de oxid și producerea unui contact direct al structurilor cristaline [12], [19], [85].

— în funcție de raportul S_1/S_2 [1] al suprafețelor în frecare trebuie prevăzută o structură mai moale pentru piesa cu suprafața mai mică [12];

— de asemenea, funcție de frecvența contactului metal-metal (exemplu pornirile și opririle în cazul lagărelor), situație curentă de altfel, la alegerea cuplului de frecare să se prefere în general utilizarea ca straturi depuse, sau chiar în masa pieselor, a unor structuri metalice cu caracter pronunțat de antifricțiune, dar care să nu conducă la adeziune ;

— la alegerea structurilor feroase [12], [85] să se evite posibilitatea creării unor suduri ca urmare a adeziunilor cristaline (solubilității reciproce); sînt de înlăturat structurile omogene și izotrope, în special austenita și ferita ;

— bainitele și structurile provenite dintr-o transformare prin revenire a martensitei (sorbita, troostita, perlita fină) constituie structurile optime pentru cuplurile de frecare, din punctul de vedere al rezistenței de uzură ;

— fontele sînt, în general, mai favorabile cuplurilor de frecare decît oțelurile, datorită atît prezenței grafitului (lamelar sau globular) cît și structurii lor neomogene, cu puțină afinitate pentru martensita pieselor călite care formează cealaltă suprafață a cuplului de frecare. Nemkov obține mărirea rezistenței la uzură prin călire izotermă ; austenita remanentă se descompune în martensită și troostită [12], [86];

— din cele de mai sus, pentru piesele de oțel sau fontă destinate frecării, rezultă și o anumită ordine și atenție privind operațiile de tratament termic, prelucrare și finisare. De exemplu : cu cît există pericolul unei solubilități reciproce, cu atît stratul Beilby trebuie să fie mai gros.

e) S-a dovedit că grafitul și cromul constituie elementele de adaos structural cele mai utile pentru fonte și respectiv oțelurile destinate frecării [87].

În ceea ce privește grafitul, se discută încă dacă este preferabil să-l avem sub formă globulară sau lamelară ; conținutul cel mai favorabil este de ordinul 3,2—3,3%. Experiența arată, că o fontă cu o matrice perlitică fină, cu grafitul fin și omogen răspîndit, se va putea uza „de o sută de ori" mai puțin decît o fontă cenușie, ordinară, zisă „mecanică", cu matrice feritică și repartiție heterogenă a carbonului [12], [19].

Oțelurile hipereutectoide, aliate cu crom, sînt propice unor condiții grele de frecare, la viteză mică (matrițe și poansoane, saboți și căi de rulare încărcate etc.) cînd prezintă prin tratament termic o duritate de suprafață

între 150—180 kgf/mm² [12], [88]. La unele oțeluri de rulmenți din această categorie se constată transformarea martensitei în troostită la adîncimea corespunzătoare maximelor de forfecare, care facilitează uzura prin oboseală [12].

În ultimul timp sînt utilizate cămăși de cilindri din aliaje ușoare cu îmbrăcăminte interioară — strat dur superficial de frecare pe grosime redusă — din crom poros sau dur, la fel ca și cămașă de oțel de grosime redusă, cromată în interior (800—1 000 *HB*) [19]. Cele mai răspîndite soluții conduc la utilizarea fontei de cilindri cu conținut ridicat de siliciu (2—2,5%) și adesea în fosfor (0,5—0,7%), în cele mai multe cazuri aliată cu Ni, Cr, Va, Mo, Cu, cu tendința de a realiza o structură perlitică, fină, cu repartiția uniformă a grafitului lamelar; se realizează astfel o duritate ridicată (200—300 *HB*) și un modul de elasticitate mai redus. Se utilizează segmenți de fontă (fontă de cilindri), cu un conținut de carbon de 3,5—3,75% și cu diferite elemente de aliere (Cr, Ni, P și Mn) [89]. În țara noastră au fost studiate fontele de cilindri, aliate, pentru înlocuirea nichelului cu cupru [90].

Desigur, rezultate bune de frecare și uzură dau, în afară de materialele utilizate, și soluțiile constructive, formele geometrice etc., importante din punctul de vedere al evacuării căldurii sau al economicității.

9. În lucrarea [91] subliniem că anumiți parametri (duritatea suprafețelor, finisarea acestora etc.) lucrînd în sensuri contrarii pot constitui atît factori favorabili cît și defavorabili uzurii, situație de care trebuie să se țină seama la proiectare. Proiectarea unui cuplu de frecare nu este o operație matematică, iar într-un ciclu de fabricație, față de cele arătate, nu este permis să se schimbe în mod simplist, materialele, tratamentele termice sau de suprafață, ce definesc un cuplu de frecare.

Datorită faptului că frecarea are un caracter „discret", este deosebit de important să fie cunoscute modificările în structura metalului și influența frecării pe microzone la scara cristalului și a grăuntelui. Ținînd seama de caracteristicile statistice ale uzurii ca efect al frecării, trebuie însă urmărită evoluția fenomenului și pe baza confruntării cu mărimile măsurabile ale materialului respectiv (deși globale): limita de elasticitate, rezistența la rupere, duritatea, coeficientul Poisson și modulul de elasticitate, care intervin în relațiile de calcul stabilite pentru uzură [12], [91].

Studiile de sinteză prezentate scot în evidență faptul că cercetările de frecare și uzură prin natura lor complexă solicită, pe lîngă mecanica corpului solid și lubrificația, și alte domenii ale științelor: cristalografia, termochimia, rezistența materialelor, termotehnica, în sfîrșit fizico-chimia suprafețelor, chimia moleculară și a lubrifianților. De asemenea rezultă importanța deosebită a cercetărilor de frecare și uzură pentru rezolvarea problemelor puse de construcția de mașini.

BIBLIOGRAFIE

1. D. Pavelescu, (1966), Stadiul actual al cercetărilor în domeniul uzurii. Evoluția concepțiilor asupra frecării. *Studii și cercetări de metalurgie*, **11**, *1*.
2. G. Vogelpohl, (1965), Reibung als Widerstand gegen Bewegung, ein Kernproblem der Mechanik. *Comunic. Conferinței de mecanică aplicată*, Buc., sept.
3. T. F. Barwell, (1965), Some Further Thonghts on the Nature of Boundary Lubrication. *Comunic. Conferinței de mecanică aplicată*, Buc., sept.
4. E. R. Braithwaite, (1964), *Solid Lubrification and Surfaces*. Pergamon Press, London, 1—29.
5. H. Lachmann, (1960), Möglichkeiten der Untersuchung und Messung des Verschleisses von Maschinenteilen mittels Isotopen. *Die Technik*, *1*.
6. M. M. Hrusciov, (1962), Tendințele actuale în dezvoltarea științei asupra rezistenței la uzură a metalelor. *Extr. din lucr. Conf. III-a Unională*, Vol. I. Inst. de mașini al Academiei de științe a URSS, Moscova, 1958, IDT, Buc., 9—16.
7. F. P. Bowden, D. Tabor, (1964), *The Friction and Lubrication of Solid*, p. II-a. Oxford at the Clarendon Press.
8. R. Courtel, I. M. Tichvinski, (1961), Sur le développement des théories du frottement sec et de la lubrification limite. *Revue de l'Inst. Franc. du Pétrol*, **16**, *9*, sept., 978—991.
9. I. V. Kraghelski, (1962), *Trenie i iznos*, Mașghiz, Moscova.
10. J. Pomey, (1957), Le frottement lubrifié sous conditions sévères. *Revue de l'nst. Franç. du Pétrole*, **12**, *6*, Juin, 753—780.
11. F. P. Bowden, (1957), Recent Experimental Studies of Solid Friction, *Prod. of the Symp. on Fr. and Wear*. Detroit, 85—92.
12. J. J. Coubet, (1964), *Théorie et pratique industrielle du frottement*. Ed. Technique-Dunod, Paris, 348.
13. N. Tipei, V. N. Constantinescu, Al. Nica, O. Biță, (1961), *Lagăre cu alunecare*. Ed. Academiei R.P.R., 36—37, 373—397.
14. E. Rabinowicz, (1958), New Coefficients Predict Wear of Metal Parts. *Product. Eng.* **29**, *25*, June 23, 71.
15. D. Tabor, (1965), Friction and Wear. *Proc. Internat. Symp. on Lubrication and Wear*. Ed. Mc. Cutchon Berkeley, California, 705—753.
16. V. I. Kraghelski, (1965), Calculation of Wear Rate. *Journ. of Basic Engineering*, Trans. of the ASME, sept., **87**, D. *3*, 785—790.
17. R. Davies, (1957), A tentative Model for the Mechanical Wear Process. Friction and Wear, *Proced. of the Symp. on Friction and Wear*, Detroit, 1—15.
18. T. Tsukizoe, T. Hisakado, (1965), On the Mechanism of contact Between Metal Surfaces. The Penetrating Depth and the Average Clearence. *Journ. of Basic Engineering, sept.*, **87**, D, *3*, 666—674.
19. A. Schilling, (1962), *Les huiles pour moteurs et le graisssage des moteurs*. Ed. Technique. Paris, **2**, 64—71 ; 111—285.
20. B. L. Erlich, (1958), Mecanismul principal al distrugerii suprafețelor sub acțiunea încercărilor de contact repetate. *Lucrările Conf. a III-a Unională*. Acad. Științe URSS, IDT, **1**, 1962, 97—106.
21. V. I. Kostețki, (1957), Osnovînie zadaci iznosostoi kosti detalei mașin, *Lucrările Consfătuirii asupra problemelor frecării și uzurii*, Moscova, Izd. Akad. Nauk SSSR, 117—135.
22. L. Rozeanu, O. Preoțescu, (1957), Considerații asupra uzurii ansamblurilor de frecare în perioada de rodaj. *SCMA*, *1*, 85—106.
23. A. V. Kudinov, (1958), Despre unele legi ale frecării semifluide (rodajul, griparea, stabilitatea mișcării), *Conf. a III-a Unională*. Acad. Științe URSS, IDT, 3, 3—13.
24. D. Pavelescu, (1965), Aspecte ale dependenței perioadei inițiale a uzurii, de factorii mecanici și chimici, în cazul frecării de alunecare mixte sau limită, *SCMA*, *3*, 570—572.

25. O. Biță, I. Dinca, (1962), Aspecte ale influenței naturii suprafețelor în frecare asupra rezistenței la abraziune, *SCMA*, **13**, *2*, 409—418.
26. L. Rozeanu, O. Preoțescu, (1958), Cîteva aspecte fundamentale ale proceselor de uzură, *SCMA*, **9**, *1*, 170—181.
27. D. Pavelescu, (1963), Cu privire la erorile de măsură și ponderea acestor erori în cazul studiului uzurii cu izotopi radioactivi. *SCMA*, *3*, 621—640.
28. D. Pavelescu, I. Iliuc, (1965), Apparatus for determining the Anti-wear Properties of Oils and Materials, *Wear*, **8**, 133—142.
29. D. Pavelescu și colab., (1960), Metodă pentru studiul uzurii lagărelor cu izotopi radioactivi, *SCMA*, *6*.
30. E. P. Diacenko, (1958), *Primenenia radioaktivnîh izotopov v. tehnike*. Maș. ghiz., 95—153.
31. I. A. Nisnevici, (1962), *Primenenie radioaktivnîh izotopov dlia izucienia dolgovecinostu detalei mașin*. Ioc. atom. Izdat, Moskva, 114.
32. D. Pavelescu, (1965), Aspecte ale evoluției uzurii legate de caracterul statistic al metodei de măsură cu izotopi radioactivi, *SCMA*, *6*.
33. A. G. Cattaneo, E. S. Starkman, (1948), Tuels and Lubrication Factors in Piston Ring and Cylinder Wear. *Mecanical Wear, Proc. of a Summer Conf. June*, Cambridge, Ed. Burwell, I. Iz.
34. J. J. Gumbleton, (1962), *Piston Ring and Cylinder Wear Messurements. Illustrated the Potention and Limitation of the Radioactive Technic S.A.E. Trans 70*. New-York, 333—349.
35. Gh. Manea, (1963), Asupra calculului lagărelor și roților dințate din materiale plastice. *Metalurgia și construcții de mașini*, *3*, 238—247.
36. G. V. Vinogradov, (1965), Antiwear and Antifriction Properties of Polyorganosilexoues and their mixtures With Hydrocarbours. *Journ. of Basic Eng.*, Sept., 747—753.
37. D. Pavelescu, I. Iliuc, (1963), Aspecte privind evoluția uzurii și temperaturii unor cupluri radioactive bronz-oțel, *SCMA*, *1*, 95—101.
38. M. Popov, D. Pavelescu, I. Mitrică, E. Deciu, (1957), Cu privire la parametrii geometrici ai cuțitului armat cu plăcuță de carburi metalice, *SCMA*, *2*, 423—435.
39. D. Pavelescu, (1962), Utilizarea izotopilor radioactivi la studierea așchierii metalelor. *Tehnica nucleară*, **5**, *10*, 603—606.
40. J. Pons, (1960), Étude de certains exemples de l'influence du frottement sec et lubrifié sur la modification des couches superficielles des metaux, *Rev. I.F.P.*, **15**, *10*, 1483, 1493, 1548.
41. L. Pons, G. Egli, (1961), Contribution à l'étude de certains relations entre le frottement, l'usure et l'état de surface. *Revue I.F.P.*, **16**, *11*, 1357—1357—1360.
42. H. Schumann, (1962), *Metalurgia fizică*. Ed. Tehnică (trad. l. germană), București.
43. D. Godfrey, (1962), Chimical Changes in Steel Surfaces During E. P. Lubrication, *ASLE. TRANS*, **5**, *1*, 57—66.
44. W. G. Rowe, G. A. Wetton, (1965), A simple correlation Between Deformation in some Sliding-Wear and Metal-Working Processes, *Wear*, *8*, 448—454.
45. I. F. Ioheles, I. V. Startev, (1958), Despre tensiunile și transformările structurale provocate în oțel prin uzură. *Lucr. Conf. III-a Unionale*, **1**, Inst. de mașini al Academiei de științe a URSS, Moscova, IDT, Buc., 1962, 62—72.
46. D. A. Kuriția, (1958), Cu privire la stabilirea legăturii dintre proprietățile fizice ale aliajelor metalice de antifricțiune și capacitatea lor de ajustare prin funcționare, *Lucr. Conf. III-a Unionale*, **3**, Inst. de mașini al Acad. de științe a URSS, Moscova, IDT, Buc., 1962, 34—40.
47. R. H. Savage, (1948), Physically and Chemically Adsorbed Films in Lubrication of Graphite, *Trans. ASME*, **70**, 497.
48. S. Amelinkx, R. Delavignette, (1960), Electron Optical Study of Basal Dislocations in Graphite, *Journal of Applied Physics*, **31**, *12*.
49. J. Spredborough, (1962), The Frictional Behaviour of Graphite. *Wear*, **5**, *1*.

50. R. Schnurmann, (1962), Friction and Wear, *Wear*, **5**, *1*.
51. G. F. Rounds, (1964), Effects of Additives on the Friction of Steel on Steel. I. Surfaces Topography and Film Composition Studies, *ASLE. Trans.*, **7**, 11—23.
52. P. A. Semenov, (1958), Problemele teoriei prizei metalelor. *Lucr. Conf. III-a Unionale*, **1**, Inst. de Mașini al Acad. de științe a URRS, Moscova, IDT, Buc., 1962.
53. M. J. Baley și alții, (1962), Friction and Surface Deformation During Sliding on a Simple Crystal of Copper, *ASLE. Trans.*, **5**, *1*, 45—56.
54. F. L. Jr. Coffin, (1957), Some Metallurgical Aspects of Friction and Wear. *Proceed. of the Symp. on F. and W. Detroit*, 36—66. Ed. Elsevier Publish Comp, London, 1959.
55. L. C. Goodzeit, (1957), The seizure of Metal Pairs During Boundary Lubrication Friction and Wear, *Proceed. of the Symp. on F. and W.*, Detroit, 67—83. Ed. Elsevier Publish. Comp., London, 1959.
56. R. Davies, (1947), Boundary Lubrication. *Lubrication Conf.*, London.
57. V. I. Kraghelski, M. V. Gudcenko, (1958), Bazele creării materialelor de frictiune. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unională, Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT., Buc., 1962, vol. III, 90—95.
58. I. B. Kosteţki, G. I. Nosovski și alții, (1958), Clasificarea metalelor și aliajelor în funcție de rezistența lor la uzură. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT., 1962, vol. I, 18—28.
59. A. G. Preis, (1958), Cercetarea rezistenței la uzură a oțelurilor, bronzurilor și fontei de înaltă rezistență. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unională Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT, Buc., 1962, vol. I, 29—40.
60. M. M. Hrusciov, A. M. Babicev, N. G. Dubinin, Studiul rezistenței la uzură a oțelurilor carbon după cromare, în prezența unor medii lichide. Frecarea și uzura în mașini. *Culegerea* **10**, IDT., Buc., 70—79 (tr. l. rusă).
61. A. A. Soroko-Novițkaia, (1959), Rezistența la uzură a oțelului carbon, cu diferite structuri. Frecare și uzură la mașini. *IDT, Culegerea* **13**, Buc., 5—15 (trad. limba rusă).
62. Gh. Vasilca, O. Biță, I. Dinca, (1964), Cercetări asupra rezistenței la uzură și gripaj a cuplurilor din oțel durificat. *SCMA*, *6*, 1623—1637.
63. M. M. Hrusciov, M. A. Babicev, (1956), Rezistența la uzură abrazivă a fontelor de diverse compoziții și structuri. Frecarea și uzura în mașini. *Culegerea* **10**, (tr. l. rusă), *IDT*, Buc., 80—87.
64. P. Sulea, A. Țigănoiu, (1961), Studiul îmbunătățirii calităților de exploatare ale saboților turnați din fontă utilizați la frînarea vagoanelor de cale ferată. Nota I. *Studii și cercetări, Șt. tehnice, 1—2*, 34—35.
(1961). Nota II. *Studii și cercetări, Șt. tehnice, 3—4*, Timișoara, 288—309.
65. P. Sulea, A. Țigănoiu, (1962), Idem pentru frînarea tramvaielor. P. I. Incercări de laborator. *Șt. și Cerc. șt. tehnice*, Timișoara, *1—2*, **9**, p. 136—140;
(1962) P. II-a, *Șt. și Cerc. șt. tehnice, 3—4*, **9**, 227—241 și
(1963), partea III-a, *Șt. și Cerc. șt. tehn., Timișoara, 3—4*, **10**, 289—300.
66. P. Sulea, (1963), Saboți din fontă barbotată cu azot pentru frînarea vehiculelor de cale. Nota I, Vag. de tramvai, *Șt. și Cerc. șt. tehnice*, **10**, *3—4*, 303—317.
67. Șt. Nădășan, (1963), Versuche mit Bremsklötzen aus abgewandelten Phosphorhaltungen. *Eisenbahntech.*, **11**, *9*, 420—422.
68. V. T. Larin, P. V. Deveatkin, Ia. A. Tarasenko, *Căile pentru îmbunătățirea proprietăților de frictiune și a rezistenței la uzură a fontei pentru saboții de frînă de la materialul rulant de cale ferată*, **3**, 96—103.
69. M. I. Vinogradov, (1958), Influența sulfurilor asupra frecării și uzurii metalelor. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT, Buc., 1962.
70. D. R. Water House, (1965), The Formation, Structure and Wear Properties of certain Non-Metalic Coating on Metals. *Wear*, *8*, 421—447.
71. D. Rașeev, (1957), Studiul cuplului cămașă-piston la pompele de extracție. *Lucrările I.P.G.G.*, **3**, București, și Sesiunea Institutului I.M.A., 1960.

72. D. Godfrey, (1965), Boundary Lubrication Proceed. *Intern. Symp. on Lubricat. and Wear*, Ed. D. Muster, B. Steanlicht, Huston, 283—303.
73. R. J. Diefendorf, E. P. Stoner, (1962), Pyrolytic Graphite-How Structure Affects Properties, *Metal-Progress*, **81**, *5*.
74. Olga Biță, I. Dinca, (1965), Aspecte ale frecării și uzurii în cazul lubrifierii cu bisulfură de molibden, *SCMA*, **18**.
75. S. Gâdea, M. Protopopescu, (1965), *Aliaje neferoase*. Ed. Tehnică, București.
76. Gh. Vasilca, O. Biță, I. Dinca, (1965), Aspecte de uzură și rodaj la unele structuri eutectice de aluminiu. *Șt. și cer. de mec. aplicată*, **18**, *1*, 166—167.
77. Ia. Iu. Zilberg, (1958), Rezultatele utilizării în masă a aliajelor de aluminiu la lagărele motoarelor Diesel pentru tractoare. *Extr. din Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT, Buc., 1962, **3**, 49—61.
78. Al. Nica, (1962), Studiu comparativ al materialelor antifricțiune, *SCMA*, *2*, 401—407.
79. Gh. Vasilca, Al. Nica, (1963), Aspecte de structură în suprafața activă la unele materiale pentru lagăre, *SCMA*, **13**, *2*, 311—315.
80. S. R. Montgomery, (1965), The Effect of Alcohols and Ethers on the Wear Behaviour of Aluminium. *Wear*, **8**, 466—473.
81. V. Marcu, (1963), *Metalizarea prin pulverizare*. Edit. Acad. R.P.R., 90—99; 271—280; 296—300.
82. V. L. Krasnicenko, (1958), Materiale noi superioare antifricțiune, obținute prin metalizare prin pulverizare. *Ext. din. Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de Științe a URSS*, Moscova, IDT., Buc., 1962, **3**, 55—61.
83. Ia. I. Alsit, L. N. Suskina, (1958), Incercările acoperirilor și a materialelor antifricțiune. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de științe URSS, Moscova*, IDT., Buc., 1962, **3**, 41—62.
84. E. M. Sikorski, S. J. Courtney-Pratt, (1964), Adhesion of Rare Earth Metals. *ASLE. TRANS*, *7*, 73—81.
85. I. V. Kraghelski, M. E. Svețova, (1965), Influența vitezei de alunecare asupra uzurii metalelor la același semn. Frecare și uzură în mașini. *Culegerea* **10**, (tr. l. rusă), IDT., Buc., 5—39.
86. P. P. Nemkov, (1962), *Mărimea rezistenței la uzură a organelor de mașini din fontă cu ajutorul călirii izoterme*. Ed. IDT., București, 131—136.
87. A. L. Plutakova, (1958), Concepțiile moderne cu privire la mecanismul de frecare a cuplului „Metal-grafit". *Ext. din Lucr. Conf. II-a Unionale Inst. de mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, IDT, Buc., 1962, **3**, 62—71.
88. F. V. Iankevici, (1962), Mărirea rezistenței la uzură a oțelului prin tratarea lui cu curent de gaze comprimate la temperatură înaltă. *Ext. din Lucr. Conf. III-a Unionale Inst. mașini al Acad. de științe URSS*, Moscova, 1958, IDT., Buc., **1**, 124—131.
89. A. Moga, (1964), *Materiale noi în construcția de mașini*. Ed. Tehnică, București, 13—21; 38—42; 123—129 etc.
90. I. Comisel, (1959), *Experimentarea fontelor fără nichel*. Lucrări științifice, vol. III, Edit. Agro-silvică de stat. Inst. de Cert. pt. mecanizarea și electr. agriculturii, 350—354.
91. D. Pavelescu, (1966), Metode de calcul la uzură și utilizarea în construcția de mașini. *Stud. și Cerc. de Mec. Aplic.*, *3*.

Manuscris primit în redacție la 31 martie 1966

In memoria eminentului metalurg sovietic

IVAN AUGUSTOVICI ODING

(7 iulie 1896—7 mai 1964)

Membru-corespondent al Academiei de ştiinţe a URSS, om de ştiinţă şi tehnică emerit al RSFSR, profesor, doctor în ştiinţe tehnice — Ivan Augustovici Oding, a fost fondatorul şi conducătorul cercetărilor fundamentale de rezistenţă a metalelor în URSS.

Prin primele sale lucrări ştiinţifice în domeniul studierii proprietăţilor pieselor mari forjate şi turnate şi a proprietăţilor tehnologice ale metalelor, precum şi în domeniul teoriei rezistenţei materialelor, I. A. Oding s-a încadrat printre savanţii de frunte.

Personalitatea lui I. A. Oding reprezintă o îmbinare rară de savant-teoretician profund, de pedagog strălucit şi de talentat inginer-practician. El este autorul a peste 200 de articole şi a opt monografii.

Primele monografii ale lui Ivan Augustovici Oding : „Metode moderne de încercări" (1927) şi „Rezistenţa metalelor" (1932) constituie lucrări de generalizare, în care pentru prima dată principiile ştiinţei metalelor erau îndreptate spre rezolvarea problemelor ridicate de construcţia de maşini. În monografiile care au urmat : „Materiale pentru turbine şi turbogeneratoare" (1934), „Bazele rezistenţei metalelor pentru turbine şi turbogeneratoare cu aburi" (1949), „Tensiuni admise în construcţia de maşini şi rezistenţa metalelor la solicitări ciclice" (1941, 1962), au fost puse bazele calculului de rezistenţă a pieselor de maşini, care lucrează în condiţii de fluaj şi oboseală.

Lucrările profesorului I. A. Oding în domeniul dezvoltării teoriei oboselii, fluajului şi relaxării tensiunilor, au dobîndit o largă recunoaştere. Cercetările efectuate de el în aceste direcţii au servit drept bază pentru crearea unor metode noi de mărire a rezistenţei şi rezistenţei la temperaturi înalte a metalelor şi aliajelor, precum şi pentru iniţierea unor metode de încercări. O largă răspîndire a căpătat în special metoda de încercare la relaxare a tensiunilor cu epruvete în formă de inele. Aceste lucrări şi-au găsit generalizarea în monografiile „Teoria fluajului şi rezistenţei de lungă durată a metalelor" (1959) şi „Teoria dislocaţiilor şi aplicarea ei".

Ivan Augustovici Oding poseda darul excepţional de a îmbina investigaţiile teoretice cu practica, cu cerinţele industriei în dezvoltare. El era însă şi un pedagog deosebit de talentat. El a crescut o întreagă pleiadă de

ingineri-metalurgi și constructori de mașini și de cercetători științifici (doctori și candidați în științele tehnice).

Savantul I. A. Oding poate fi definit prin caracterul fundamental al cercetărilor sale, prin multilateralitatea intereselor sale, prin erudiția sa profundă în domeniul mecanicii, științei metalelor și fizicii solidului, prin priceperea sa de a lega investigațiile teoretice de practică.

25 martie 1966.

V. Ivanovna,
doctor în științe tehnice

* * *

Profesorul IVAN AUGUSTOVICI ODING, doctor în științe tehnice, membru corespondent al Academiei de științe U.R.S.S., prematur decedat, a fost bine cunoscut specialiștilor români prin valoroasele sale lucrări în domeniul științei metalelor și a teoriei rezistenței metalelor. Unii dintre noi au avut și fericirea de a-l cunoaște personal.

Activitatea sa științifică, cercetările sale, au avut un caracter de pionierat, au croit drum spre obținerea unor rezultate foarte importante.

Cercetătorii și specialiștii din țara noastră sînt profund îndurerați de moartea prematură a acestui eminent om de știință.

REDACȚIA

CHARLES MASSONET: „RÉSISTANCE DES MATÉRIAUX", TOME II.

Sciences et lèttres, Liège, 1964

Volumul al doilea al cărții *Rezistența materialelor* elaborat de Ch. Massonet, profesor la Universitatea din Liège, este continuarea volumului întîi, publicat în anul 1961 și conține o analiză a problemelor de mare actualitate, care trebuie să fie cunoscute de specialiștii din domeniul construcțiilor mecanice, așa cum precizează autorul în prefața cărții.

Numerotarea capitolelor se face în continuarea volumului I și deci primul capitol poartă numărul XV și se ocupă de calculul barelor curbe. Se expun, după succesiunea devenită clasică în cursurile de Rezistența materialelor, calculul tensiunilor și al deformațiilor, prezentîndu-se teoria lui Winkler pentru a arăta eroarea procentuală în cazul unei bare curbe de secțiune dreptunghiulară, calculată după această teorie, respectiv teoria elasticității sau teoria elementară a barelor drepte. Nu lipsesc evident calculele necesare determinării axei neutre pentru secțiunile uzuale și calculul cîrligului de macara.

De remarcat prezentarea în acest capitol a calculelor necesare pentru determinarea stării de tensiune, în bare curbe cu pereți subțiri, finalizîndu-le cu formularea unor reguli pentru dimensionarea rațională a unei grinzi curbe cu pereți subțiri. Pe baza unor cercetări efectuate de Comisia belgiană pentru studiul construcțiilor metalice, autorul prezintă marea rezervă de rezistență, pe care o prezintă bara curbă, dacă se face calculul după rezistența limită plastică și nu după cea elastică. Capitolul se încheie cu calculul deformațiilor pieselor curbe folosind teorema lui Castigliano. Capitolul XVI prezintă teoria elementară a calculului de rezistență la șoc pentru solicitări de întindere și încovoiere. La încheierea capitolului se prezintă cîteva rezultate mai noi obținute de Karman și Duwez cu privire la șocul plastic, teorie asupra căreia autorul face observație că nu poate fi aplicată în cazul oțelurilor, care prezintă un palier de curgere. La încheierea capitolului autorul se mai

ocupă de comportarea structurilor încărcate dinamic în regim elasto-plastic și prezintă unele rezultate asupra deformațiilor mari plastice la o grindă sub acțiunea unor sarcini dinamice.

Capitolul XVII cuprinde calculul pînzelor subțiri de revoluție sub acțiunea presiunii interioare, cu aplicații la recipienți de diferite forme, studiul tuburilor cilindrice, inclusiv fretajul și autofretajul, cu analiza cazurilor particulare, mai des întîlnite în practică. Tot în acest capitol se analizează starea de tensiune și deformații în discurile rotite, stabilind și forma discului de egală rezistență. Autorul acordă cuvenita importanță tensiunilor reziduale, rezervîndu-le capitolul XVIII. În acest capitol, după ce se face o clasificare a tensiunilor, denumind tensiuni de prima speță cele care variază lent și pot fi măsurate prin procedee ce se descriu în același capitol. Tensiunile de speța a doua sînt considerate acelea care au o valoare medie nulă pe o zonă macroscopică a corpului, iar tensiunile de speța a treia se consideră acelea care apar la nivelul cristalelor. După cauza care le produce, tensiunile reziduale pot fi de montaj, de origine termică sau datorită deformațiilor permanente.

Reproducînd unele rezultate ale lui B. Turilmann, autorul formulează observația, foarte importantă pentru construcțiile metalice, că la grinzile dublu *T* realizate prin sudură, tensiunile reziduale sînt mai mari, atingînd valori egale cu limita de elasticitate, față de același profil realizat prin laminare. Autorul arată apoi efectul defavorabil al tensiunilor reziduale, subliniind că în cazul laminatelor prezența lor duce la o scădere a forței critice de fluaj. Sînt însă unele cazuri cînd utilizarea rațională a tensiunilor reziduale conduce la ridicarea rezistenței la oboseală a arborilor. În încheierea capitolului se prezintă calculul tensiunilor produse fie de distribuția neuniformă a temperaturii în masa unui corp, fie prin împiedicarea dilatării corpului supus la o încălzire sau răcire. După expunerea metodei generale a lui Duhamel, se analizează cazurile de grinzi mai des întîlnite în practică.

Capitolul XIX prezintă fenomenele de instabilitate elastică sau plastică, prezentînd și metodele de studiu pentru aceste probleme. După ce se expun teoremele lucrului mecanic virtual cu extinderile corespunzătoare corpurilor deformabile, se analizează criteriile generale de stabilitate, aplicîndu-le la bare prismatice cu diferite moduri de rezemare. Pe baza principiului lui Rayleigh, prezentat ca mod de aplicare și în cîteva probleme, se expune metoda lui Ritz. Se analizează comparativ metoda energetică cu metoda diferențială a lui Euler și se expune metoda lui Galerkin, ca o rezultantă a celor două metode.

O analiză bine documentată se face apoi privind influența tensiunilor reziduale asupra flambajului barelor, reproducînd o serie de rezultate experimentale în legătură cu această problemă. Considerînd răsucirea împiedicată ca un fenomen de stabilitate elastică, autorul prezintă în continuare mărimile sectoriale ale profilelor subțiri, simplu conexe. În încheierea capitolului se prezintă probleme de pierderea stabilității a unui inel circular și voalarea tuburilor, solicitate de o presiune exterioară. Ca o aplicație, prețioasă în cercetările pe modele, autorul se ocupă și de problemele ce se ridică prin utilizarea materialelor plastice ca material pentru modele.

Capitolul XX prezintă elementele teoretice și experimentale necesare studiului stării de tensiune în jurul unui punct. Ca metodă experimentală, autorul descrie fotoelasticimetria.

Proprietățile mecanice ale materialelor sînt analizate în capitolul XXI, autorul dînd o mare importanță problemei, prezintă pe baza celor mai noi date bibliografice, rezultate privind efectul timpului asupra acestor proprietăți, noi puncte de vedere în mecanismul ruperii materialelor, proprietățile metalelor la temperaturi ridicate, oboseala metalelor și stadiul actual al cunoștințelor noastre în domeniul ruperii prin oboseală și oboseala plastică, denumire dată de autor oboselii produselor la un număr relativ mic de cicluri de solicitare $1/4 \ldots 10^4$.

Autorul expune principiile asupra ruperii prin oboseală, plecînd de la evoluția buclei de histereză mecanică în timpul încercărilor la oboseală, apoi explică fenomenele de microdeformație plastică, care însoțesc încărcarea ciclică a pieselor solicitate la oboseală, pentru a încheia acest capitol cu expunerea teoriei lui Orowan și cu formularea principalelor consecințe ale legilor nucleației și de propagare a fisurilor.

Studiul matematic al comportării neelastice a materialelor este descris în noțiunile de reologie, pe care autorul le prezintă în capitolul XXII. Se desprinde din acest capitol o bună sistematizare a celor două teorii ale plasticității : teoria diferențială dezvoltată de Prager în S.U.A. și teoria finită sau a deformațiilor dezvoltată de Iliusin în U.R.S.S. Ultima teorie, arată autorul, conduce la rezultate inaccesibile din punct de vedere fizic, deoarece conform acestei teorii, deformația calculată nu depinde de valorile tensiunilor intermediare.

În încheierea cursului de *Rezistența materialelor*, prof. Ch. Massonet prezintă în ultimul capitol reguli generale pentru dimensionarea structurilor, expunînd critic metoda tensiunilor admisibile, ipoteza distribuției elastice a tensiunilor și ipoteza majorării proporționale a tuturor sarcinilor. Se ex-

pune în încheiere, principiul probabilistic al concepției despre siguranța construcțiilor și modul de utilizare în proiectare, a rezultatelor experimentale obținute în special la încercările la oboseală.

Rezistența materialelor, de prof. Ch. Massonet, cuprinde o serie de probleme la fiecare capitol, ajutînd astfel la aprofundarea noțiunilor. Bazată pe o bibliografie vastă și totodată foarte recentă, cartea este un ajutor prețios în studiul unor probleme de specialitate sau de cercetare științifică. Scrisă într-un stil de o exemplară claritate, cartea este utilă deopotrivă tinerilor studenți studioși, cît și cadrelor didactice pentru care constituie un model de preocupare în ridicarea nivelului cursului de Rezistența materialelor.

L. Boleanțu

B. A. ROGERS : „THE NATURE OF METALS"

Ed. Pergamon Press — Oxford, 1964

Cartea „*The nature of metals*" își propune să expună, într-un limbaj cît mai accesibil, teoria metalelor și aliajelor metalice în lumina ultimelor cercetări științifice. O asemenea sarcină cere din partea autorului o cunoaștere profundă a vastului domeniu abordat și o măiestrie deosebită pentru a extrage esențialul din toate multiplele cunoștințe și de a-l reda clar, fără a se referi la complexul matematic aferent.

Utilitatea unei asemenea cărți constă în faptul că formează o cale ușoară de informare generală pentru specialiștii metalurgi sau specialiștii ce au contingențe cu metalurgia, care, prin specificul activității depuse, nu-și pot consacra un timp îndestulător cu documentarea directă. Nefăcînd apel la cunoștințe matematice deosebite, cartea se poate citi de un cerc larg de ingineri și chiar de tehnicieni.

Conținutul cărții este împărțit în 16 capitole, care tratează sistematic și logic problemele centrale ale metalelor și aliajelor metalice. Astfel se începe cu definirea chimică a metalelor, locul acestora în tabloul periodic al elementelor și se subliniază cîteva serii de elemente cu însușiri deosebite. Se trece la descrierea cercetării metalelor cu ajutorul microscopului și apoi, introducînd cititorul în folosirea razelor X în metalurgie, se vorbește de aranjarea atomilor în metale cu trecerea în revistă a sistemelor de cristalizare. Acesta este materialul primelor 3 capitole și formează baza introductivă a conținutului cărții.

Următoarele capitole (4, 5 și 6) se ocupă de aliajele metalice, diagramele de echilibru și solidificarea aliajelor. Sînt prezentate tipurile de aliaje după felul în care atomii străini intră în rețelele cristaline ale metalului aliat și după aspectul diagramelor binare.

În continuare, se tratează mișcarea atomilor în metale solide, pe baza căreia se explică fenomenele de difuzie și consecințele ei, fenomenele de precipitări de faze și întărirea (durificarea) aliajelor metalice (capitolele 7 și 8).

În capitolele 9 și 10 se prezintă aliajele fierului, insistîndu-se asupra oțelurilor cu carbon și asupra efectelor celorlalte elemente de aliere. Se dă atenție transformărilor izoterme, formării martensitei, transformării perlitice și bainitice, călirii și călibilității oțelurilor. Tratarea acestor probleme, prin prisma teoriilor moderne, este interesantă chiar pentru specialistul inițiat

în toate tainele oțelului, fiindcă modul de a privi fenomenele îi descoperă legături surprinzătoare între fenomene aparent separate.

Probleme mai speciale ale aliajelor sînt descrise în capitolele 11 și 12, unde se prezintă diverse reacții în aliaje și se face legătura între însușirile fizice ale aliajelor și concentrațiile acestora.

Deformarea metalelor este tratată într-un capitol separat (13) și se bazează pe planurile de alunecare ale atomilor. Se prezintă în final deformarea metalelor și aliajelor metalice elaborate pe cale industrială.

Recristalizarea cu consecințele ei și legătura între recristalizare și deformație este prezentată în capitolul 14. Cu această ocazie sînt tratate dificilele probleme ale orientării preferențiale, formării subgrăunților și altele.

În capitolul 15 se abordează o serie de fenomene, care se pot explica pe baza dizlocațiilor. În continuare se descrie evoluția ideilor privind locurile vacante din rețelele cristaline, se prezintă diversele tipuri de dizlocații și se arată cum ele stau la baza difuziei, deformației și altor fenomene. Foarte interesante sînt metodele experimentale de punere în evidență a dizlocațiilor.

Cartea se încheie cu un capitol consacrat metalelor radioactive, respectiv comportării metalelor în reacțiile nucleare. Faptul că toate fenomenele sînt prezentate în esența lor, clar și extrem de simplu, face ca cititorul să se poată informa despre problemele cele mai actuale ale epocii noastre.

Considerăm că prin modul de tratare și selectare a materialului, autorul a reușit să-și atingă scopul propus, elaborînd o carte utilă de informare generală, prezentînd cunoștințele în esența lor, fără a reduce nivelul cărții la un nivel de simplă popularizare.

T. Sălăgean

J. YA. TARNOVSKII, A. A. POZDEYEV, V. B. LYASHKOW:

DEFORMATION OF METALS DURING ROLLING

Cartea „Deformation of Metals during Rolling" (Deformarea metalelor în timpul laminării) a apărut în 1965 în editura Pergamon Press, Oxford-London-Edinburgh-New-York-Paris-Frankfurt am Main, are 7 capitole, 152 de figuri, 28 de tabele, 59 titluri bibliografice, index de autori, în total 328 pagini și este tradusă din limba rusă de M. de O. Tollemache. Cartea este dedicată memoriei Profesorului A. F. Golovin.

În carte se descrie și se analizează un număr mare de date experimentale noi despre deformarea metalului în timpul laminării. După părerea autorilor datele publicate ajută la clarificarea în continuare a multor probleme fundamentale legate de teoria laminării.

„Teoria capetelor rigide", propusă în 1927 de J. M. Pavlov în teoria laminării, este analogă cu ipoteza secțiunilor transversale plane în teoria aplicată a elasticității. În toate cazurile laminării între cilindrii plani, ipoteza de bază a „teoriei capetelor rigide" care se referă la interacțiunea dintre metalul zonei de deformare și capetele externe ce nu suferă o deformare plastică la un moment dat, poate fi considerată în forma condițiilor limită la începutul și sfîrșitul zonei de deformare. Celelalte ipoteze ale teoriei capetelor rigide rămînînd valabile pentru laminări de platbenzi și benzi, unde raportul dintre lungimea zonei de deformare și a grosimii ei medii este relativ mare ($l/H_{med} > 2$). La valori mici ale raportului, care este tipic pentru laminare de tablă și în special pentru laminarea lingourilor mari în blumînguri și slabînguri, apare o neomogenitate pronunțată a deformației fiecărui element din lungimea blocului, în timpul trecerii prin zona de deformare. Aceasta este confirmată de numeroase date experimentale prezentate în carte.

Se mai tratează ipotezele cînd raportul l/H_{med} este mic. În acest caz, la începutul zonei de transformare, blocul suferă o deformație verticală puternică, în timp ce stratul de metal la jumătatea înălțimii este numai ușor deformat și în anumite condiții el nu că nu este redus, ci din contra crește în grosime.

Prezența și extinderea relativă a zonei de adeziune depind de raportul l/H_{med} și de coeficientul de fricțiune extern μ. La valori mari ale raportului l/H_{med} zona de adeziune este ca și inexistentă chiar în timpul laminării,

dacă valoarea lui μ este suficient de mare. Extinderea relativă a zonei de adeziune crește cu scăderea raportului l/H_{med} și cu creșterea lui μ.

Cilindrii de laminare îndeplinesc o funcție dublă: ei mișcă blocul în direcția de laminare ca un corp solid nedeformabil și în același timp îl deformează. Ca atare viteza de deplasare longitudinală a particulelor de metal este suma vitezei de deplasare rigide pe de o parte și a vitezei de deplasare plastică pe de altă parte. Vitezele longitudinale absolute la jumătatea înălțimii și pe suprafața de contact într-o anumită secțiune transversală dată a zonei de deformare diferă în mod incontestabil unele de altele. Experiențele arată că diferența între vitezele longitudinale ale deplasărilor plastice pe suprafața de contact și la jumătatea înălțimii blocului este mare la valori mici ale raportului l/H_{med} și la valori mari ale coeficientului de frictiune extern.

In care se face o încercare de a folosi o origine (origine Lagrange) pentru a examina schimbările posibile în stadiul deformat, pentru studiul teoretic al stadiului deformat și al condițiilor de forță în timpul prelucrării mecanice a metalelor. Folosind metode diferite s-au obținut soluții analitice pentru determinarea stării deformate în timpul compresiunii cilindrilor, ecuațiile pentru determinarea locului secțiunii transversale neutre în timpul laminării și pentru determinarea forțelor necesare laminării blocurilor groase.

Cartea, de un înalt nivel științific, se adresează cercetătorilor științifici, cadrelor didactice superioare, cercetătorilor și inginerilor din institutele de proiectări și uzine dotate cu instalațiile cele mai moderne.

D. Popovici

„WELDING FUNDAMENTAL PRINCIPLES AND PRACTICES"

Canadian Welding Bureau — 1963 — Ottawa

Cartea „Welding fundamental principles and practices" este un manual general destinat inițierii personalului mediu în domeniul sudurii. Conținutul ei este împărțit în 17 lecții, fiecare lecție extinzîndu-se pe 12 . . . 90 de pagini, diferențele fiind determinate mai ales de materialul grafic mai bogat în unele decît în altele, după necesități.

Lecțiile 1 și 2 conțin descrierea principalelor tipuri de suduri și a pozițiilor de sudare, standardele legate de pregătirea rosturilor pentru sudare și analiza modurilor de îmbinare prin sudare a pieselor în construcția de mașini.

Lecțiile 3, 4 și 5 se ocupă de procedeele de sudare cu arcul electric, de utilajele aferente și de materialele pentru sudare — electrozi, fluxuri, gaze protectoare. Legat de descrierea utilajelor de sudare, într-o anexă se prezintă cunoștințele de electrotehnică și mașini electrice necesare pentru înțelegerea fenomenelor electrice.

Lecția 6 cuprinde descrierea metodelor de pregătire a rosturilor la piesele de sudat. După trecerea în revistă a metodelor de pregătire bazate pe prelucrări mecanice, sînt descrise pe larg procedeele de tăiere cu oxigen, cu jet și arc de plasmă și procedeul arc-aer și aplicațiile lor la formarea rostului.

Lecția 7 conține reguli de tehnica securității și igiena muncii în tehnica sudării cu arcul electric.

Lecțiile 8, 9 și 10 se ocupă de metalurgia sudării, cuprinzînd : compoziția metalului de bază și efectul ei asupra sudabilității ; efectele sudării și căldurii dezvoltate de procesul de sudare asupra structurii și însușirilor mecanice ale îmbinării ; clasificarea metalelor și aliajelor metalice pentru sudare.

Lecția 11 cuprinde cunoștințele de bază privind tensiunile reziduale și deformațiile provocate de sudare.

Lecția 12 descrie defectele sudurilor, controlul și încercarea sudurilor și construcțiilor sudate.

Lecțiile 13 și 14 arată principiile după care se concep construcțiile sudate și modul cum se proiectează asemenea construcții.

Lecția 15 se ocupă de diversele coduri, specificații și standarde.

Lecția 16 se referă la calculul productivității și aspectelor economice.

Lecţia 17 cuprinde date asupra formării cadrelor de diverse nivele în domeniul sudării.

Prezentarea materialului este făcută foarte clar şi succint, iar alegerea materialului grafic dovedeşte o mare măiestrie didactică. Din aceste motive lectura cărţii este plăcută şi conţinutul se asimilează uşor.

Un alt merit al manualului îl constituie numeroasele anexe constînd din tabele, norme, recomandări şi standarde, care constituie un material documentar actual şi foarte preţios.

Cele arătate fac ca respectiva carte să poată constitui un model de manual pentru pregătirea cadrelor medii de sudori şi un material documentar util pentru cadrele cu pregătire superioară, respectiv cadre didactice, în sensul celor arătate mai înainte.

T. Sălăgean

„ÎNCERCĂRI ȘI ANALIZE DE METALE"

Volumul *Încercări și analize de metale,* sub coordonarea științifică a acad. Șt. Nădășan, se înscrie printre valoroasele lucrări apărute la noi în ultimul timp în domeniul tehnicii.

Conținutul celor 650 de pagini, deși elaborate de un colectiv larg, se caracterizează în ansamblu prin concepția sa unitară în ce privește: structura, fundamentarea teoretică și destinația lucrării. Succesiunea capitolelor corespunde alcătuirii structurale a unui tratat, în care principiile fundamentale, terminologia, metodica și utilajul, constituie un sistem coherent, de o mare capacitate instructivă.

Prin cuprinsul său, tratatul depășește limitele unei singure discipline tehnice, de felul acelora care figurează în programele de învățămînt politehnic. Dacă unele capitole vizează anumite specialități din cadrul ingineriei mecanice, altele tratează probleme de rezistență care interesează deopotrivă pe inginerul mecanic ca și pe cel constructor, sau pe cel metalurg. În sfîrșit, altele, cum sînt examinările nedestructive, încercările la coroziune și analizele chimice, vin și în ajutorul fizicienilor și chimiștilor care au astfel de preocupări.

O primă consecință a acestei diversități de conținut, este orientarea coordonatorului lucrării de a-și alege colaboratori specializați, corespunzător domeniului. Cea de a doua consecință, — de asemenea bine intuită de coordonator și tratată de acesta în cap. 12 al volumului — este destinația lucrării. Acest capitol reușește să profileze în complexitatea activității industriale, concepția modernă despre laboratorul uzinal și rolul acestuia. Felul cum este conturat laboratorul de uzină, reliefează un merit al lucrării, ea putînd fi calificată drept un pas spre concretizarea ideilor conducătoare ce s-au expus în lucrările Congresului al IX-lea al P.C.R. și în Plenara ce i-a urmat, cu privire la activitatea științifică în domeniul tehnicii.

Perfecționările tehnico-științifice din zilele noastre se realizează într-un ritm mult mai rapid decît în trecut. Drept urmare, raportul de inter-

acțiune reciprocă dintre știință și producție se manifestă pregnant. Aplicarea industrială a unei noutăți științifice se impune azi cu urgența caracteristică marilor competiții economice. Actuala concepție mondială pentru o productivitate cît mai înaltă și pentru produse de înaltă performanță, este întreținută prin cercetări asidue, avînd ecou în structura și preocupările economice din toate țările.

În fluxul din ce în ce mai închegat dintre cercetarea fundamentală și producția industrială se interpune cercetarea aplicativă. Ea se realizează fie în institute specializate, fie în laboratorul uzinal. Diferența dintre aceste două foruri de cercetare aplicativă este doar de nuanță în privința obiectivelor și formală din punct de vedere organizatoric. Este adevărat că pînă nu de mult se putea afirma că rolul laboratorului uzinal ar fi exclusiv de control și dirijare calitativă a fabricației. Dar tendința noastră actuală este de a accentua treptat rolul laboratorului de uzină în activitatea de cercetare. În țările avansate există uzine specializate în care personalul laboratoarelor reprezintă procente foarte însemnate din totalul salariaților lor, iar elementele de noutate tehnico-științifică ale uzinei reprezintă valori economice de proporțiile valorilor producției propriu-zise. Un tratat de încercări și analize de metale nu acoperă și nici nu poate acoperi tot ceea ce un laborator de uzină ar avea de făcut, dar îi oferă bazele științifice ale metodicii prin care rolul cercetărilor efectuate își primește certificatul de aplicabilitate și eficiența : parametrii fizico-chimici, mecanici și tehnologici.

Pus alături de lucrările similare apărute în străinătate, tratatul românesc are meritul de a fi printre puținele care conțin un capitol special destinat încercărilor și analizelor în metalurgia pulberilor. Redactarea acestui capitol confirmă o adîncire științifică a principalelor aspecte ale fizicii solidelor pulverulente și o prelucrare sistematică a literaturii de specialitate apărută pe plan mondial. Totodată sînt valorificate experiența și cercetările românești din acest domeniu.

Dimensiunile lucrării nu au permis probabil o expunere mai completă a particularităților pe care le prezintă metalurgia pulberilor în ce privește procedeele controlului de calitate. Dar inițiativa de a include acest capitol în tabla de materii este lăudabilă și constituie un precedent care va fi desigur dezvoltat în edițiile viitoare.

De o deosebită utilitate considerăm de asemenea prezența în tabla de materii a unui capitol privind interpretarea statistică a rezultatelor. Paginile acestui capitol pun la îndemîna cercetătorului aparatul matematic de eva-

luare corectă prin metode statistice a rezultatelor măsurătorilor, asigurîndu-se astfel o interpretare riguroasă și o reproductibilitate satisfăcătoare, condiții indispensabile generalizării eficiente a cercetării în producție.

Autorii s-au îngrijit să completeze fiecare capitol cu trimiteri bibliografice la lucrări de strictă specialitate. Pe această cale tratatul atrage implicit atenția mai întîi că paginile sale nu epuizează tot ce se știe azi despre fiecare subiect tratat. Dar în același timp tratatul lasă să se mai înțeleagă și faptul că însăși încercările și analizele metalelor constituie la rîndul lor un teren de cercetare ca scop în sine și că deci sînt de așteptat noi progrese, ipoteze, teorii, aparate și metode. Elaborarea de materiale noi, sau descoperirea de proprietăți noi la materiale de mult cunoscute, aduc uneori cu sine și metodele adecvate de a le pune în evidență elementul de noutate.

Materialele sînt prețuite și folosite în tehnică de regulă nu atît pentru compoziția lor, cît pentru proprietățile pe care le prezintă și pe baza cărora sînt menite să îndeplinească anumite funcțiuni în ansamblul mașinii, instalației sau construcției.

Beneficiarul urmărește performanțe în privința proprietăților. El pretinde încercări și analize care să confirme performanțele cerute, iar esența materialului îl interesează mai puțin. Iar cînd pretinde o anumită compoziție chimică sau structural-metalografică, face acest lucru numai pentru că se știu anumite relații de dependență între acestea și proprietatea funcțională cerută respectivului material. Așa stînd lucrurile, tratatul de încercări și analize de metale vine și în ajutorul constructorului șef, a metalurgului șef și a proiectanților care trebuie să precizeze anumite materiale, cu anumite proprietăți. Aceștia vor pretinde furnizorilor anumite încercări și analize, consultînd tratatul.

Există o deosebire între standarde, memoratoare tehnice și manuale sau tratate. Lucrarea editată sub coordonarea științifică a academicianului Șt. Nădășan aparține ultimei categorii. Pentru facilitarea formării unei concepții științifice de largă răspîndire în industria noastră și a o ține mereu în acord cu tendințele mondiale, colectivul de autori ai lucrării, precum și ceilalți specialiști din țară trebuie să privească această lucrare ca o bază temeinică de plecare, nu de sosire.

Atît elementele de noutate ce se vor semnala în literatura mondială, cît și propriile noastre cercetări vor trebui înregistrate și valorificate cu promptitudine, prin articole de revistă și sesiuni științifice interne și internaționale — începuturile fiind deja făcute în țara noastră.

Școala noastră de teoria metalelor, în cadrul căreia încercările și analizele reprezintă punctul central de legătură dintre fizica solidului și aplicația lui în tehnică, a primit prin lucrarea analizată mai sus un nou impuls ce îi va ușura ascensiunea în ritmul cerut de progresul economiei naționale.

A. Domșa, profesor emerit

„MĂSURĂRI ȘI CONTROL CU ULTRASUNETE"

Sub acest titlu a apărut în Editura Tehnică o amplă lucrare (530 pagini), publicată de un cunoscut colectiv de specialiști : Dr. ing. I. Făcăoaru, ing. C. Negoiță și ing. Alex. Bernath.

Lucrarea, după ce consacră primele două capitole elementelor de fizica ultrasunetelor — propagării, producerii și recepției ultrasunetelor — în cel de-al treilea capitol abordează problema defectoscopiei de ultrasunete începînd cu diferitele metode : metoda vizualizării, metoda umbrei, metoda rezonanței, metodele de impuls și metoda ecoului cu modulații de frecvență.

Acest tablou al metodelor defectoscopice, care în unele lucrări străine apare deformat și chiar confuz, în cartea de care ne ocupăm este prezentat în modul cel mai logic. Remarcăm expunerea celor mai moderne metode de vizualizare (cu transpunere acustică-optică și acustico-electrono-optică) care dau o imagine oarecum similară celei roentgenografice cît și cele trei tipuri de reprezentare a defectului pe ecranul tubului catodic în cazul metodei de impuls (reprezentările tip A, B și C).

Desigur că aparatele electronice pentru defectoscopie cu flux continuu sau pentru cea cu impulsuri de ultrasunete sînt de importanță deosebită, prin ele materializîndu-se posibilitățile metodelor respective. Descrierii diferitelor tipuri de aparate electronice li s-a rezervat un capitol separat.

Pentru inginerii și tehnicienii cu pregătire superioară și medie din metalurgie și construcția de mașini, sînt prezentate cele mai reprezentative aplicații privind defectoscopia pieselor metalice și a îmbinărilor. Astfel, este bine prezentată defectoscopia pieselor turnate, a pieselor forjate mari, controlul tablelor, al laminatelor, al îmbinărilor sudate și nituite etc.

De asemenea, autorii au acordat importanța cuvenită și defectoscopiei nemetalelor, aprofundînd aspectele ce privesc defectoscopia betonului, a rocilor, ceramicei și sticlei, a materialelor plastice, cauciucurilor, lemnului etc., adresînd-se astfel altui mare grup de specialiști din construcții, chimie, geologie etc.

Dar defectoscopia cu ultrasunete nu formează decît o parte a tehnicii ultrasonore. Măsurării cu ultrasunete — al doilea mare domeniu de preocupări — i se consacră în mod justificat ultimele cinci capitole. Sînt prezentate și în acest caz preocupările cele mai moderne ale utilizării ultrasunetelor în măsurători de mare precizie. Se remarcă metodele de măsurări în solide (a

timpului, a frecvenței de rezonanță etc.), în lichide (exemplu : viteza de propagare), în gaze (viteza de propagare și atenuare).

De asemenea o gamă largă de aparate pentru măsurarea grosimii, constantelor elastice, debitului, vîscozității, compoziția gazelor etc., formează obiectul altui capitol.

Sînt prezentate totodată aplicațiile privind diferite modalități și măsurători în solide (metale și betoane) precum și în lichide și gaze. Astfel remarcăm printre altele posibilitatea de măsurare a coeficientului Poisson, a modulului de elasticitate, de cercetare a structurii metalelor și a betonului, de studiere a fenomenului oboselii metalelor etc. Toate aceste aspecte interesează în mod deosebit pe inginerii mecanici, constructori, pe fizicieni și chimiști etc.

In sfîrșit, se acordă atenția cuvenită și măsurătorilor controlului cu ultrasunete în domeniul medical (ecoultrasonografia, ultrasonocardiografia și ultrasonoreografia).

Cele 476 de trimiteri bibliografice demonstrează bogatul material documentar folosit și actualitatea lucrării.

In afară de aspectele arătate, care subliniază importanța acestei cărți pentru un cerc larg de specialiști (ea fiind utilă și studenților din domeniile respective), lucrarea este valoroasă și prin faptul că se bazează pe o serie de cercetări originale ale autorilor, privind diferite aspecte din defectoscopia solidului, măsurării de viteze și atenuare, completări la fizica ultrasunetelor etc. Astfel, în afară de reflectarea contribuției științei românești în acest domeniu, aspectele practice oglindesc totodată și experiența tot mai largă dobîndită în țara noastră în defectoscopia și măsurarea cu unde ultrasonore. Ne gîndim de pildă la amploarea cercetărilor și aplicațiilor în acest domeniu, ce a ieșit în evidență la cea de-a V-a Conferință de sudură și încercări de metale organizată la Timișoara în luna septembrie 1965, cu largă participare externă și cu mare răsunet în rîndurile specialiștilor din țară și de peste hotare.

Lucrarea „Măsurări și control cu ultrasunete" are meritul de a aborda probleme de mare perspectivă, care sub aspectul posibilităților ce le oferă prin automatizare, prin reducerea prețului de cost, a timpului de utilizare etc. vor depăși multe din metodele actuale consacrate (magnetice, cu radiații, luminiscență etc.). Această remarcă este cu atît mai mult valabilă cu cît perfecționarea metodelor de vizualizare, în prezent puțin răspîndite din cauza anumitor limitări, va oferi și elementele care lipsesc metodei ultrasonore.

Fără a știrbi cu nimic din meritele colectivului de autori și din valoarea lucrării, ne permitem cîteva sugestii în vederea celei de-a doua ediții.

Astfel, ar fi util să analizeze posibilitatea extinderii viitoarei lucrări și asupra aspectelor economice legate de productivitate, preț de cost etc., pentru a scoate și mai mult în evidență importanța măsurării și controlului cu ultrasunete.

De asemenea, deoarece nici una din metodele ce se întrebuinţează nu este universală, apărînd necesitatea unor încercări suplimentare, comparative, prin cooperarea diferitelor metode de măsură ar fi interesant de acordat un capitol acestui aspect (îndeosebi legat de anumite limitări ale metodelor şi totodată de perspectivele pe care le oferă undele ultrasonore).

Un alt aspect pe care-l socotim interesant îl oferă problema evaluării statistice a unor rezultate, datorită dispersării rezultatelor, şi care ar pune şi mai mult în valoare aplicaţii deosebite ca cele obţinute în cazul examinării osiilor de cale ferată sau a altor piese.

In sfîrşit, deoarece în ţara noastră în diferite centre şi la diferite nivele (fundamental, aplicativ, uzinal) problema defectoscopiei şi măsurătorilor cu ultrasunete este larg răspîndită, socotim necesară şi prezentarea stadiului atins, printr-o sinteză concentrată, a numeroaselor realizări ce interesează introducerea tehnicii noi în cercetare şi economie.

In concluzie, lucrarea „Măsurări şi control cu ultrasunete", a colectivului dr. ing. Făcăoaru, ing. C. Negoiţă şi ing. Alex. Bernath, vine să se alăture lucrării recent apărute „Măsurători în construcţii" de Acad. Şt. Bălan şi Dr. ing. M. Arcan, umplînd împreună un gol evident în literatura noastră tehnică de specialitate.

D. Pavelescu

ADUNAREA ANUALĂ A INSTITUTULUI INTERNAȚIONAL DE SUDURĂ I.I.S.

La invitația Societăților olandeze, membre ale I.I.S., s-a ținut la Delft, între 9 și 17 iulie 1966, a XIX-a Adunare anuală a I.I.S.-ului, la care au participat circa 900 de reprezentanți din 27 de țări. Adunarea a fost deschisă în Aula Universității din Delft de către Alteța Sa Regală Prințul Olandei. La deschidere au mai luat cuvîntul Ministrul Învățămîntului, H. E. Jaeger, președintele Comitetului de organizare (Olanda) și F. L. Plummer (S.U.A.), președintele I.I.S.

În aceeași zi (11 iulie 1966) s-au ținut :

— Conferința organizată în memoria prof. E. Houdremont (Franța), fost vicepreședintele al I.I.S. și prezentată de J. L. Ruge (Germania) cu tema : „Transformări și reacții în zona de transformare în timpul sudării și oxităierii" ;

— Conferința prezentată în memoria prof. M. L. van Ouwerkerk (Olanda) de către H. G. Geerlings (Olanda), cu tema „Controlul nedistructiv în industria petrolului".

Această conferință a fost urmată de un colocviu organizat de Comisia V, cu tema „Încercări, măsurări și controlul sudurilor pe secțiuni de oțel de grosimi mari", în cadrul căruia s-au prezentat rapoartele :

— Controlul prin radiografiere, de către R. C. Mc. Master (SUA);

— Controlul prin ultrasunete, de către S. A. Lund (Danemarca);

— Încercări distructive și criterii de acceptare, de către J. G. Young (Anglia).

Aceste rapoarte au fost urmărite cu interes de participanți, ele reprezentînd sinteze ale rezultatelor cercetărilor și experienței specialiștilor din diverse țări.

Între 12 și 16 iulie s-au desfășurat lucrările în cele 16 comisii de specialitate ale I.I.S.

În cadrul lucrărilor comisiilor s-au prezentat rapoarte ale diverselor subcomisii și grupe de lucru, documente conținînd noi rezultate obținute de specialiști din țările membre ale I.I.S. și programele de lucru pe anul viitor, după care s-au purtat discuții de către participanți (delegați, experți, observatori). Unele din documentele prezentate se vor publica în revista I.I.S.-ului „Le Soudage dans le Monde" și în revistele de specialitate ale țărilor membre.

Textele lucrărilor ce au fost prezentate în ședințele generale sau în ședințele de lucru ale comisiilor (documente I.I.S.) au fost multiplicate și transmise societăților membre (în cazul țării noastre la Centrul de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R.S.R.) și participanților în timpul Adunării.

Pe timpul Adunării s-a organizat și o expoziție de publicație din domeniul sudurii, expoziție la care au fost prezentate și diferite cărți și reviste de specialitate din țara noastră, prin grija Centrului de cercetări tehnice din Timișoara al Academiei R.S.R.

După terminarea Adunării participanții au avut posibilitatea să facă excursii cu caracter tehnic în diverse regiuni ale Olandei.

La începutul și sfîrșitul Adunării au avut loc ședințe ale Comitetului de direcție și Biroului I.I.S. în care s-au discutat probleme organizatorice și de coordonare de ansamblu a activității I.I.S.-ului.

Președenția I.I.S. a fost preluată pentru 3 ani de către F. L. Plummer (SUA), ca urmare a expirării mandatului lui K. Rühl (Germania), iar secretariatul general de către P. D. Boyd (Anglia), ca urmare a expirării mandatului lui G. Parsloe (Anglia).

Viitoarea Adunare anuală a I.I.S.-ului va avea loc la Londra între 9 și 16 iulie 1967.

Contribuția delegației române

Delegația română a fost formată din 11 persoane.

Intreaga acțiune de participare a țării noastre la lucrările Adunării anuale a I.I.S.-ului din acest an — formarea și pregătirea delegației, întocmirea și transmiterea de documente I.I.S. ca urmare a studiilor și cercetărilor întreprinse de către specialiști din țara noastră etc. — a fost dusă și urmărită de către Comisia de sudură a Academiei R.S.R. cu sprijinul ministerelor și organelor centrale.

In comisiile de lucru ale I.I.S.-ului au fost prezentate și discutate 20 de documente (comunicări) aparținînd specialiștilor români și anume :

— **Comisia I** — Sudarea cu gaze și tehnici conexe :

Sălăgean T., Both D., Popovici D., Vas A. : Cercetări asupra căldurii efective la tăierea metalelor cu jet de plasmă.

— **Comisia II** — Sudarea cu arc :

Dordea T., Popovici Vl., Novac I. : Posibilitatea încărcării simetrice a fazelor rețelei trifazate la conectarea unei surse monofazate de putere folosită în sudare.

Million A., Million C. : Notă asupra genezei fidurilor sub cordon.

— **Comisia III** — Sudare prin rezistență :

Antonescu I. : Notă privind defectele apărute în calea ferată cu șine sudate (prezentarea a fost făcută de T. Sălăgean);

Ghizdavu V. : Realizări privind procedeul de sudare prin frecare.

— **Comisia V** — Încercări, măsurări și controlul sudurilor :

Constantinescu P., Doniga N. : Posibilități de interpretare a radiografiilor sudurilor executate la conducte cu diametru redus (sub 150 mm) și a radiografiilor sudurilor în unghi.

Giurcăneanu Gr. : Notă asupra Doc. I.I.S.-V-287-65 ;

Million A., Constantinescu N. : Propunere pentru evaluarea gravității defectelor în suduri.

Năstase M. : Controlul nedistructiv. Demonstrarea variației coeficienților de absorbție a radiațiilor policromatice în funcție de grosimea materialului absorbant.

Popa V. : Probleme ale geometriei de expunere în radiografia industrială.

Scripcaru T., Crețu Z. : Posibilități de observare și de măsurare directă a coordonatelor defectului.

— **Comisia VIII** — Igienă și securitate :

Voicu V., Cassian E. : Metode de ventilare pentru combaterea nocivităților de la sudura electrică.

— **Comisia IX** — Comportarea metalelor din punct de vedere al sudării :

Strat A., Ionescu Gh., Andreescu Gr., Ștefănescu St. : Sudarea la temperaturi joase a construcțiilor tubulare din oțel pentru linii magistrale.

— **Comisia XI** — Recipiente de presiune, cazane și conducte :

Aldea M. : Notă asupra Doc. I.I.S.-XI-F130-65.

— **Comisia XII** — Procedee speciale de sudare cu arc :

Echim T. : Instalație mobilă pentru tăierea oțelurilor inoxidabile și a metalelor neferoase cu ajutorul jetului de plasmă.

Popovici Vl., Breazu M. : Contribuții la automatizarea procedeului „arc-aer".

Vas A., Popovici D. : Asupra formării arcului secundar la generatoare de plasmă.

— **Comisia XIII** — Încercări la oboseală :

Rațiu M., Fîntînaru N. : Observații asupra recomandărilor I.I.S. privind precizia mașinilor pentru încercări la oboseală.

— **Comisia XV** — Concepția și execuția construcțiilor sudate și calculul asamblărilor :

Ionescu P., Petrișor A. : Aplicarea sudării automate sub flux la montarea recipientelor sferice de 1 000 m^3.

— **Comisia XVI** — Sudarea materialelor plastice :

Popovici Vl., Szenassy Al. : Rotor de pompă centrifugă pentru mediu coroziv construit din plăci de vinidur în execuție sudată.

Comunicările specialiștilor noștri au fost primite cu interes și în majoritatea cazurilor s-a considerat că ele au adus un aport în tematica recomandată de I.I.S., respectiv au prezentat teme noi ce vor fi luate în considerare în grupele și comisiile de lucru ale I.I.S.-ului.

S-a scos de asemenea în evidență faptul că toate comunicările românești au apărut — prin grija Comisiei de sudură a Academiei R.S.R. — sub formă de broșură la expoziția de publicații.

Delegații români au participat cu competență la discutarea altor comunicări susținute în comisiile de lucru, au purtat discuții în probleme profesionale de specialitate și au stabilit legături cu specialiști din alte țări, au luat cunoștință de rezultatele lucrărilor efectuate în străinătate și de orientarea tematicii de cercetare pe plan mondial în domeniul sudării și tehnicilor conexe.

Președintele Comisiei III, H. G. Taylor (Anglia) a arătat în concluziile generale asupra desfășurării lucrărilor că domeniul sudării șinelor de cale ferată este deosebit de important și a propus formarea unui grup de lucru sau subcomisie; evidențiind contribuția delegației române, președintele a rugat delegația noastră să accepte președinția acestui grup de lucru sau subcomisie în cazul în care se va crea.

Personalități din conducerea I.I.S.-ului, președinți de comisii și numeroși participanți au apreciat elogios aportul delegației române care prin contribuții substanțiale și în continuă creștere — cantitativ și calitativ — s-a situat printre delegațiile cu participarea cea mai activă.

Prin grija Comisiei de sudură se vor întreprinde măsuri care să permită și să stimuleze o valorificare cît mai largă a bogatului și importantului material de specialitate cules de delegația română, ca urmare a participării la lucrările Adunării anuale a I.I.S. din acest an *).

M. Gr. Năstase
Secretar științific al
Comisiei de sudură a Academiei R.S.R.

*) Articole despre principalele lucrări și rezultate prezentate în diferite comisii I.I.S. vor apare în viitoarele numere ale revistelor de specialitate: Studii și cercetări de metalurgie; Construcția de mașini.

I.P.B.T. — 1514/1966.

I. HUBER PANU, m. c. al Acad. R.S. România

CONTRIBUȚII LA DETERMINAREA PRIN CALCUL A REZULTATELOR FLOTAȚIILOR INDUSTRIALE

Se stabilește o relație generală care exprimă rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu nu număr oarecare de celule în serie, funcționînd în flux continuu, în funcție de mai mulți parametri caracteristici procesului de flotație în flux continuu. Se arată că este posibil să se reducă numărul parametrilor care trebuie determinați experimental și se deduc formule care permit ca, pe baza datelor experimentale determinate folosind o singură celulă, să se calculeze rezultatele ce se obțin într-o instalație de flotație cu un număr oarecare de celule în serie.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 133—138.

C. PANDELESCU

STUDIU ASUPRA DETERMINĂRII STABILITĂȚII SUSPENSIILOR GRELE UTILIZATE LA CONCENTRAREA ÎN MEDII DENSE

După ce se analizează diferitele moduri de apreciere a instabilității suspensiilor grele, scoțîndu-se în evidență erorile care pot interveni la aplicarea acestora, se propune un nou indice, care exprimă instabilitatea unei suspensii grele prin viteza de scădere a densității medii a suspensiei, la un moment oarecare, pe o anumită adîncime a coloanei de suspensie.

Pentru determinarea variației densității medii a suspensiei, funcție de timp, se utilizează datele experimentale obținute cu un aparat de concepție proprie, care permite a stabili schimbările intervenite în densitatea unei suspensii la anumite momente, în strate de diferite adîncimi sub suprafață.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 139—154.

P. BODIU

INFLUENȚA CONCENTRAȚIEI IONILOR DE CN^- ȘI A OXIGENULUI ACTIV ASUPRA VITEZEI DE DIZOLVARE A Au DIN MATERIILE PRIME NATURALE

Lucrarea se ocupă cu unele aspecte ale cineticii procesului de cianurare. Atît pentru stabilirea unor elemente de automatizare, cît și pentru asigurarea celui mai economic regim de lucru, este necesară cunoașterea valorilor limită ale factorilor ce influențează viteza de desfășurare a procesului.

În lucrare se analizează metoda de determinare a valorilor limită în cazul cianurării materiilor prime naturale. Se demonstrează de asemenea că între valorile limită ale concentrației oxigenului și cianurii există un raport constant. Constanta este specifică fiecărui tip de materie primă.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 155—168.

I. N. CONSTANTINESCU, A. V. DARABONT

CU PRIVIRE LA PUTEREA NECESARĂ ANTRENĂRII MORILOR CU BILE

În lucrare se studiază forțele percutante care iau naștere în momentul contactului materialului în cădere, cu căptușeala morii.

În calcule se ține seama de faptul că ciocnirea are loc datorită unui șuvoi continuu de material.

Forțele percutante produc momente în raport cu axa de rotație a morii, a căror rezultantă se opune tendinței de rotație.

Avînd în vedere acest lucru, autorii propun o nouă formulă pentru calculul puterii de antrenare a morilor cu bile, în care se ține seama și de momentul rezultant al forțelor percutante.

Se compară relația existentă în literatură cu relația propusă de autori.

Se dă de asemenea un exemplu de calcul din care rezultă justețea formulei propuse de autori.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 169—178.

A. DOMȘA, Z. SPÂRCHEZ

ASUPRA REDUCERII OXIZILOR DE FIER DIRECT CU GAZ METAN IN DIFERITE VARIANTE TEHNOLOGICE

Analizîndu-se relația lui Fick cu privire la viteza de transport, se ajunge la concluzia că reducerea combinată cu gaz metan și carbon realizează dirijarea porozității stratului de oxizi de fier supus reducerii și deplasează echilibrele de oxido-reducere de tipul

$$FeO+H_2 \leftrightarrows Fe+H_2O$$

$$FeO+CO \rightarrow Fe+CO_2$$

în direcția reducerii oxizilor de fier prin convertirea produșilor de reacție cu gaz metan și carbon. Se asigură astfel o viteză maximă de difuzie atît a agenților reducători cît și a produșilor de reacție.

Se prezintă apoi variantele tehnologice care permit obținerea unui burete de fier corespunzător prescripțiilor metalurgiei pulberilor, precum și variația debitului de gaz metan necesar, a debitului și compoziției gazelor rezultate, a consumului de carbon pe kg fier pentru variantele tehnologice de reducere a oxizilor de fier în echicurent de gaz metan, unde sistemul poate fi conceput și drept convertizor.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 179—189.

M. TRUȘCULESCU

INFLUENȚA COBALTULUI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE OȚELURILOR ALIATE CU 9% NICHEL

Adăugarea a 4% Co oțelurilor cu 9% Ni provoacă modificări structurale care favorizează îmbunătățirea proprietăților mecanice.

Rezistența la tracțiune, limita elastică cresc cu 15...20%, iar reziliența scade cu 8...10% la temperaturi joase (—195 °C).

E posibil ca prin varierea conținutului în carbon și aplicarea călirilor la temperaturi sub zero grade să se obțină îmbunătățirea în continuare a caracteristicilor mecanice.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 221—242.

I. TRIPȘA, OV. HĂTĂRĂSCU și P. ȚOCU

CERCETĂRI PRIVIND REDUCEREA CONSUMULUI DE COMBUSTIBIL LA FURNAL PRIN UTILIZAREA BURETELUI DE FIER

Folosirea buretelui de fier în furnal constituie una din noile direcții pentru reducerea consumului de combustibil și creșterea productivității. Pe această linie se înscriu și cercetările efectuate de ICEM la Uzinele de fier Vlahița.

In timpul experimentărilor cu burete de fier în încărcătură, furnalul a funcționat normal fără agățări, mers greoi sau alte deranjamente.

Ca urmare a creșterii conținutului de fier în încărcătura furnalului, s-a obținut o scădere a consumului specific de combustibil, în medie cu 216 kg/t fontă, față de consumul înregistrat la un mers de referință numai cu minereu. A crescut în același timp gradul reducerii indirecte a oxizilor de fier.

Aceste rezultate dovedesc eficiența folosirii buretelui de fier în încărcătura furnalelor.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 191—201.

N. DRĂGAN, M. L. BERNȘTEIN

TRATAMENTUL TERMOMECANIC AL ȚEVILOR LAMINATE LA RECE

In lucrare sînt prezentate rezultatele studiului influenței ecruisajului, în cazul laminării la rece a țevilor cu pereți subțiri (cca 2 mm), asupra proprietăților mecanice și a structurii obținute în urma aplicării tratamentului termomecanic prealabil (TTMP) după următoarea schemă: laminare la rece-încălzire rapidă-călire-revenire. A fost cercetată influența vitezei de încălzire, a duratei de menținere la austenitizare, a temperaturii de revenire, precum și a conținutului de carbon și a elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice obținute. Proprietățile de rezistență rezultate în urma acestui tratament sînt considerabil superioare celor obținute în urma aceluiași tratament termic efectuat pe țevi recoapte în prealabil.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, 2, p. 203—220.

ȘTEFANIA BAICU, HILDA HUBERT

TRANSFORMĂRI MICROSTRUCTURALE LA REVENIREA OȚELURILOR REFRACTARE CU 12% CROM COMPLEX ALIATE

Lucrarea cuprinde rezultatele cercetărilor efectuate privind transformările microstructurale care au loc în timpul revenirii oțelului refractar pe bază de 12% Cr, cu adaose de elemente stabilizante (Mo, V și Nb), în intervalul de temperatură de la 200 la 750 °C.

Pe baza observațiilor făcute la microscopul electronic privind natura, forma, mărimea și distribuția fazelor de precipitare în diferite etape ale procesului de revenire, se stabilesc condițiile optime de revenire, confirmate și de rezultatele încercărilor la fluaj.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 243—250.

W. SOETE, J. HEIRMAN, G. STOCKMAN

MĂSURA PIERDERII DUCTILITĂȚII PRODUSĂ DE FRAGILIZAREA TENSOTERMICĂ

In lucrare se expune o metodă originală pentru stabilirea gradului de fragilizare a oțelurilor sub efectul combinat al deformării și temperaturii. Metoda se bazează pe încercarea unor epruvete tip cadru, prevăzute cu un concentrator de tensiune puternic (fig. 1). Incercarea constă într-o deformare plastică a epruvetei la o temperatură dată și aplicarea ulterioară a unei solicitări de tracțiune la temperatură joasă, sub temperatura de tranziție a materialului respectiv.

Deformațiile au fost determinate prin metoda moire, utilizîndu-se în acest scop o rețea de 20 linii/mm.

Pe baza studiului experimental efectuat cu un oțel Siemens-Martin 37 semicalmat, s-a stabilit diagrama sensibilității acestui oțel la fragilizarea tensotermică, diagramă ce poate fi folosită pentru aprecierea comportării oțelului respectiv în condițiile apariției efectului combinat amintit.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 251—259.

M. HEMPEL

CERCETĂRI CU PRIVIRE LA REZISTENȚA LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR

Autorul, șeful secției de cercetări de oboseală a Institutului pentru cercetări de oțel „Max-Planck" din Düsseldorf, prezintă într-o formă succintă lucrările secției în acest domeniu privind aspectele împrăștierii rezistenței la oboseală; interdependența dintre elaborare și rezistența la oboseală a oțelurilor de rezistență ridicată; rezistența la oboseală a unui oțel în stare turnată și forjată; parametrii care influențează mărimea acestei rezistențe; influența temperaturii scăzute și ridicate asupra rezistenței la oboseală și fenomenul ruperii prin obosire.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 261—290.

V. HORAK

CONTRIBUȚII LA MECANICA RUPERII FRAGILE A CORPURILOR SOLIDE

In lucrare se arată că în cercetările actuale ale unor fenomene din mecanica corpurilor solide apar domenii insuficient studiate pînă în prezent. Problemele respective nu pot fi rezolvate cu ajutorul modelului clasic al corpului mecanic continuu. Este necesară prin urmare crearea de noi modele, a căror formulare fizico-mecanică să se bazeze pe legile generale ale fizicii corpurilor solide.

In această categorie intră problemele deformațiilor elasto-plastice, plastice și plastice-vîscoase ale corpurilor solide. Ele pot fi grupate în două mari categorii: probleme ale deformației corpurilor solide și probleme de defecte în corpurile solide.

Problemele de defecte în corpurile solide cer o tratare matematică a modelului fizico-mecanic; se tratează înterpretarea macroscopică a primei și a celei de-a doua legi a termodinamicii.

Se urmărește echilibrul dintre energia potențială, energia internă și energia cinetică, respectiv lucrul mecanic efectuat și căldura degajată. Intre anumite limite determinate, aceste relații se deduc în legătură cu parametrii termodinamici și de deformație a corpului.

Se dau de asemenea concluzii referitoare la comportarea materialelor fragile în timpul ruperii.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 291—298.

M. RAȚIU, R. PREXL

CONSIDERAȚII ASUPRA MĂSURĂRII URMELOR DE DURITATE VICKERS ȘI BRINELL

Se prezintă rezultatele măsurării urmelor de duritate Brinell și Vickers cu diferite aparate optice: măsurarea directă a urmei cu ocular micrometric și proiector, măsurarea cu un microscop cu spirală după Abbé la deplasarea urmei sub obiectivul de vizare. Măsurările s-au executat cu diferite grosismente și aperturi numerice și în diferite condiții de iluminare, laterală și normală, a suprafeței plăcuței. Pe baza analizei rezultatelor și a erorilor aferente diferitelor condiții de măsurare, se relevă necesitatea reglementării aparaturii optice și a rugozității suprafeței piesei pentru ca să se asigure uniformitatea determinării durităților Vickers și Brinell.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 299—305.

A. CONSTANTINESCU, M. BLUMENFELD

CALITATEA ȚEVILOR SUDATE ELECTRIC IN CORELARE CU ANIZOTROPIA PLANĂ A BENZILOR LAMINATE LA CALD

Realizarea țevilor sudate electric pe generatoare este concepută ca un proces unic ce se desfășoară continuu, producția de țevi rezultată fiind de calitate numai în cazul cînd instalația de formare și sudare lucrează stabilizat. Un factor ce reduce perturbările ce pot apare în mersul unei astfel de instalații este omogenitatea calitativă a materiei prime.

In lucrarea de față s-a căutat a se corela calitatea țevilor sudate, cu omogenitate materialului; aceasta din urmă rezultată din analiza curbei caracteristice pe porțiunea σ_c—σ_r pe baza modulului de anizotropie plană (coeficientul lui Lankford). In articol se prezintă tehnica experimentală pentru determinarea acestui coeficient.

In încheiere se compară datele obținute prin probele tehnologice de aplatisare și răsfrîngere efectuate pe probe din țevi sudate, cu anizotropia plană a benzii din care acestea s-au efectuat. Rezultatele arată că o astfel de corelare este posibilă, ea urmînd a permite studierea calității benzii laminate, utilizată ca materie primă în procesul de executare a țevilor sudate pe generatoare.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 313—323.

GH. ILIESCU

O NOUĂ METODĂ DE DETERMINARE A REZISTENȚEI LA OBOSEALĂ A OȚELURILOR CARBON, BAZATĂ PE MĂSURAREA VISCOZITĂȚII MAGNETICE

In lucrare se arată schema de principiu și metoda de studiu a comparării vîscozității magnetice cu fenomenul oboselii oțelurilor carbon.

S-a stabilit existența unei corelații între vîscozitatea magnetică și fenomenul de oboseală, în cazul unui oțel OL 42.

In vederea obținerii unor rezultate mai concludente, pe viitor vor trebui executate un număr mai mare de experiențe.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 307—312.

U. FRANZ

TRECEREA MATERIALULUI ȘI INFLUENȚA SA ASUPRA METALURGIEI LA SUDAREA SUB STRAT DE FLUX

1. S-a studiat o nouă metodă de examinare a trecerii materialului în cusătură la sudarea sub flux, prin care se poate observa apariția cavernelor într-o țeavă.

2. La sudarea sub strat de flux curentul de sudură determină într-o măsură importantă poziția aerului și mișcarea picăturii în caverna care se formează la sudare.

3. Trecerea materialului la sudarea sub strat de flux poate avea loc cu picături mari. Influența cea mai mare o au forțele de natură electromagnetică.

4. Spre deosebire de celelalte metode de sudare, la sudarea electrică sub strat de flux există două aspecte ale transferului de metal: prin zgură și transfer liber. Existența lor este determinată de parametrii de sudare și de materialul de adaos.

5. Aspectul transferului de material determină cinetica reacțiilor metalurgice în caverna care se formează la sudare și influențează economicitatea procedeului.

Studii și cercetări de metalurgie (1966), **11**, *2*, p. 325—340.

D. PAVELESCU

EVOLUȚIA ȘI STADIUL CERCETĂRILOR ASUPRA UZURII — ASPECTE METALURGICE ALE FRECĂRII ȘI UZURII

Se prezintă o sinteză a evoluției și stadiului concepțiilor asupra uzurii (teorii și clasificări) și reflectarea lor practică. O bună parte din lucrare are ca obiect aspectele metalurgice ale frecării și uzurii, modul de comportare favorabil sau defavorabil al suprafețelor de frecare din punctul de vedere al uzurii, inclusiv alegerea unor structuri și cupluri de frecare corespunzătoare.

Studii și cercetări de metalurgie, (1966), **11**, *2*, p. 341—370.

1PT 4

Revista „Studii și cercetări de metalurgie" publică rezultate originale ale cercetărilor din domeniul larg al metalurgiei, sub formă de articole, comunicări sau note. Revista mai cuprinde și rubricile: referate, discuții, recenzii, informații și altele. Temele abordate constituie cele mai recente realizări științifice și tehnice.

RECOMANDĂRI PENTRU AUTORI

1. Structura lucrării:

a) *Introducerea* va situa lucrarea pe fondul cunoștințelor actuale, va desemna obiectivele și indica metodele utilizate;

b) *Tratarea* (despărțită pe subcapitole, numerotată după clasificarea zecimală), ca preciza premizele, ipotezele, simplificările adoptate și va discuta rezultatele, erorile, posibilitățile și comoditatea aplicării, deducerilor matematice;

c) *Concluziile* vor sintetiza rezultatele obținute, limita lor de valabilitate și aplicațiile posibile;

d) *Bibliagrafia* după standardele în vigoare;

2. Forma lucrării:

a) Lucrările se predau în 3 exemplare dactilografiate la 2 rînduri (2000 semne pe pagină), inclusiv exemplarul original fără corecturi, intervenții.

b) Figurile pe calc un exemplar, pe hîrtie ozalid 2 exemplare;

c) La începutul lucrării se trece clasificarea zecimală internațională;

d) Volumul lucrării circa 15 pagini.

Se primesc numai lucrări originale.

*

Manuscrisele se trimit Comitetului de redacție: Timișoara, B-dul Mihai Viteazul 24.

AKADÉMIAI KÖNYVTÁR ÉS INFORMÁCIÓS KÖZPONT

1967 APR 1 6

ST. CERC. METALURG. TOM. 11, Nr. 2, P. 129—396, TIMIŞOARA 1966

43 834

Lei 18.